

# IVW - Schriftenreihe Band 22

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

Andreas Dehn

Experimentelle Untersuchung und  
numerische Simulation des  
Crashverhaltens gewebeverstärkter  
Thermoplaste unter Temperatureinfluss

Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme

Dehn, Andreas:  
Experimentelle Untersuchung und numerische Simulation des  
Crashverhaltens gewebeverstärkter Thermoplaste unter  
Temperatureinfluss / Andreas Dehn. – Kaiserslautern : IVW, 2001  
(IVW-Schriftenreihe ; Bd. 22)  
Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 2001  
ISBN 3-934930-18-2

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Erwin-Schrödinger-Straße  
Universität Kaiserslautern, Gebäude 58  
67663 Kaiserslautern

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Universität Kaiserslautern  
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D-386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2001

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X  
ISBN 3-934930-18-2

**Experimentelle Untersuchung und numerische Simulation  
des Crashverhaltens gewebeverstärkter Thermoplaste  
unter Temperatureinfluss**

Vom Fachbereich für Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Universität Kaiserslautern  
zur Verleihung des akademischen Grades

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte Dissertation

vorgelegt von  
**Dipl.-Ing. Andreas Dehn**  
aus Ludwigshafen am Rhein

Tag der mündlichen Prüfung: 13. Juni 2001

Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. D. Wüstenberg
Referent:	Prof. Dr.-Ing. M. Maier
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. R. Renz





## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 1995 bis 2000 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter bei der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in Kaiserslautern.

Meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Maier, danke ich für das mir entgegengebrachte Vertrauen, seine Diskussionsbereitschaft und die gewährten Freiräume. Weiterhin bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Wüstenberg für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes und Herrn Prof. Dr.-Ing. Renz für die Übernahme des Korreferats.

Allen Mitarbeitern des IVW, Studenten und wissenschaftlichen Hilfskräften sei an dieser Stelle gedankt. Sie haben durch wertvolle Anregungen, tatkräftige Unterstützung und Ihre ständige Kooperationsbereitschaft zu der angenehmen Arbeitsatmosphäre am Institut sowie zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Ohne die Unterstützung meiner Mutter, die mir die Möglichkeit gab, mich auf Ausbildung und Studium zu konzentrieren und meiner Frau Birgit wäre all dies nicht möglich gewesen. Ihnen gilt mein ganz besonderer Dank.

Aidlingen, im September 2001

## Kurzfassung

Das Crashverhalten energieabsorbierender Strukturen aus faserverstärkten Kunststoffen, die während ihres Gebrauchs wechselnden Temperaturen ausgesetzt sind, wurde bislang nur wenig erforscht. Typische Anwendungstemperaturen in der Automobilindustrie, ausgenommen Bauteile, welche direkt mit dem Motor verbunden sind, bewegen sich zwischen  $-40$  und  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Da ein polymeres Matrixsystem in diesem Temperaturbereich stark veränderliche Festigkeiten und Steifigkeiten aufweist, variieren auch die mechanischen Eigenschaften eines Faser-Kunststoff-Verbundes (FKV). Dies gilt insbesondere bei Druckbelastungen, da gerade hier die Fasern auf die Stützwirkung der Matrix angewiesen sind.

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der experimentellen Untersuchung des Crashverhaltens gewebeverstärkter Thermoplaste und deren numerischer Simulation unter dem Einfluss der Umgebungstemperatur. Da Faser-Kunststoff-Verbunde beim Crashvorgang ein stark von der Belastungsgeschwindigkeit abhängiges Kraftniveau aufweisen, muss die Crashprüfung im relevanten Geschwindigkeitsbereich oberhalb ca.  $4\text{ km/h}$  durchgeführt werden können. Hierzu wird die Crashanlage der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) um eine Klimatisierungseinrichtung für Crashversuche erweitert.

Die Versuche werden erstmals an Strukturen aus glas- und kohlenstoffgewebeverstärkten technischen Thermoplasten (verschiedene Polyamide und Polycarbonat) im Temperaturbereich zwischen  $-30$  und  $90\text{ }^{\circ}\text{C}$  durchgeführt. Dabei zeigt sich, dass die Umgebungstemperatur einen deutlichen Einfluss auf das Crashverhalten hat und bei der Auslegung energieabsorbierender Strukturen berücksichtigt werden muss. Die hierfür verantwortlichen Materialparameter werden identifiziert, um eine Aussage über geeignete Faser-Matrix-Kombinationen für temperaturbelastete Bauteile treffen zu können.

Die wesentlichen Ergebnisse dieser Arbeit sind:

- Die Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls der Matrix und die Crashkennwerte des Verbundes (Mittelkraft und spezifisch absorbierte Energie) stehen in direktem Zusammenhang. Dies gilt insbesondere beim Versagen des FKV im Laminatbiegemode.
- Teilkristalline Thermoplaste, auch hochtemperaturbeständige Thermoplaste wie PEEK, eignen sich wegen der starken Abhängigkeit des Schubmoduls von der Temperatur nur begrenzt als Matrixsystem für crashbelastete Strukturen.

- Amorphe Thermoplaste, deren Glasübergangstemperatur über der Einsatztemperatur des Absorbers liegt, zeigen nur einen geringen Abfall des Kraftniveaus bei zunehmender Temperatur und sind daher zu bevorzugen.

Die derzeit in FE-Programmen implementierten Materialmodelle ermöglichen nicht die gewünschte Prognosefähigkeit bei der Crashsimulation von Strukturen aus gewebeverstärkten Thermoplasten, da die komplexen Versagensmechanismen nicht erfasst werden. Am Beispiel von kohlenstoffgewebeverstärktem Polyamid 12 wird das Versagensverhalten der experimentell untersuchten Crashabsorber analysiert und die erforderlichen crashrelevanten Kennwerte ermittelt. Dabei ist das Nachversagensverhalten unter Druckbelastung von besonderer Bedeutung. Um dieses zu untersuchen, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Druckversuch definiert und eine Vorgehensweise zur Bestimmung der erforderlichen Versagensparameter vorgestellt. Die erzielten Simulationsergebnisse korrelieren mit den experimentell ermittelten Werten im untersuchten Temperaturbereich sehr gut.

## Abstract

The crash behaviour of energy absorbing structures made of fibre-reinforced plastics (FRP) is to the most part undetermined while they are exposed to extreme temperatures during service. Except engine mounted parts, automotive structures are designed for a temperature range from  $-40$  to  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ . As the polymer matrix definitively shows a temperature dependency in strength and rigidity it is obvious, that also the FRP is influenced because the matrix supports the fibres especially at compression loads. As a result, the crash behaviour of a composite structure must be a function of temperature.

Within the frame of the present work, the crash test rig of the IVW Ltd. is expanded with an air conditioning equipment for crash test specimen. Composites show a crash force level depending on the load velocity. Thus, the crash behaviour of a composite structure under thermal load has to be determined under realistic and therefore high loading velocities.

The studies were carried out on glass and carbon fibre fabric reinforced thermoplastics, so-called organic panels, in a temperature range from  $-30$  to  $90\text{ }^{\circ}\text{C}$ . The material parameters, which are relevant for the temperature dependent crash behaviour, are identified in order to find suitable temperature resistant fibre matrix combinations for energy absorbing structures.

The experimental studies, which are practised for the first time on FRP with technical thermoplastics as matrix (various nylons and polycarbonate), prove that crash behaviour is strongly temperature dependent. This has to be considered when designing crash loaded FRP structures. In spite of the temperature dependence, a considerably higher mass specific energy absorption was achieved with all tested thermoplastic FRPs at every testing temperature than with a high-strength aluminium used for comparison aims.

The essential results of this work are:

- The matrix modulus in torsion determines the mean force level under crash loads if failure is characterised through a lamina-bending mode.
- Semi-crystalline thermoplastics, even high temperature thermoplastics like PEEK, are not suited as a matrix material for crash elements on account of the strong decrease of the modulus in torsion with increasing temperature.

- Amorphous thermoplastics with a glass transition temperature above the required service temperature of the absorber enable a considerably more favourable load curve with only small drop of force at increasing temperature.

In order to enhance the accuracy of finite element crash simulations, the failure behaviour of carbon fabric reinforced polyamide examined experimentally in component crash tests is analysed to determine crash relevant characteristic values for the numeric simulation. A key to forecast the load curve of CRP is the knowledge of the post-failure behaviour under compression load. The NASA short block compression test was modified to determine the strength in the post failure regime and a method to determine the damage parameters implemented in LS-DYNA3D is introduced. This enabled simulation results of carbon fabric reinforced nylon 12 with a high accuracy within the examined temperature range.

## Inhaltsverzeichnis

<b>Abkürzungen.....</b>	<b>IX</b>
<b>Formelzeichen.....</b>	<b>X</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
1.1 Einführung.....	1
1.2 Aufgabenstellung und Zielsetzung .....	4
<b>2 FKV in Crashanwendungen - Stand der Technik.....</b>	<b>7</b>
2.1 Verhalten von FKV-Bauteilen unter Crashbelastung.....	7
2.2 Rohrförmige Crashabsorberstrukturen .....	11
2.2.1 Geometrieeinfluss.....	11
2.2.2 Einfluss von Faser, Matrix und Laminataufbau .....	12
2.2.3 Dreidimensional verstärkte Lamine.....	17
2.2.4 Fertigungsbedingte Einflüsse .....	18
2.2.5 Hybridisierung.....	19
2.2.6 Einfluss der Prüfgeschwindigkeit .....	20
2.3 Sonstige Crashabsorberstrukturen.....	21
2.3.1 Kegelförmige Absorber .....	21
2.3.2 Doppelhutprofile .....	22
2.4 Crashproblematik im Fahrzeugbau .....	23
2.4.1 Anwendungsbeispiele aus dem KFZ-Bereich .....	23
2.4.2 MOSAIK.....	24
2.4.3 CARMAT .....	25
2.4.4 FRS - Fibre Reinforced Structure .....	25
2.4.5 High Performance Polyethylen/3D Glasfaser Crashelement .....	25
2.4.6 AUDI A8 CF/AF-Hybridcrashelement .....	26
2.4.7 Tönen Corp. FKV-Prototyp .....	27
2.5 Luftfahrt.....	28
2.6 Anbindung von FKV Crashelementen an umliegende Strukturen .....	29
2.7 Umwelteinflüsse .....	30
2.8 Temperatureinfluss auf das Crashverhalten von FKV-Bauteilen.....	31
2.8.1 Thermisches Verhalten von Kunststoffen .....	31
2.8.2 Thermisch belastete Kunststoffbauteile im Fahrzeugbau .....	34
2.9 Stand der Technik bei der Crashprüfung unter Temperatureinfluss.....	35
<b>3 Konstruktion einer Klimatisierungseinrichtung für Crashversuche.....</b>	<b>38</b>
3.1 Anforderungen an einen klimatisierten Crashversuch.....	38
3.2 Konstruktive Lösung.....	38

3.3	Versuchsablauf mit Probenklimatisierung .....	42
<b>4</b>	<b>Probenherstellung.....</b>	<b>45</b>
4.1	Probengeometrie.....	45
4.2	Werkstoff .....	46
4.3	Organoblechherstellung .....	49
4.3.1	Doppelbandpresse .....	49
4.3.2	Autoklav.....	50
4.4	Stempelumformung.....	51
4.5	Vibrationsschweißen .....	51
<b>5</b>	<b>Experimentelle Untersuchungen.....</b>	<b>54</b>
5.1	Einleitung .....	54
5.2	CF/PA66.....	54
5.3	CF/PA12.....	57
5.4	GF/PA12 .....	60
5.4.1	UD-Gewebe mit 0°-Orientierung .....	60
5.4.2	UD-Gewebe mit 90°-Orientierung .....	68
5.5	GF/PA6 .....	70
5.6	Verringerung des Temperatureinflusses auf das Crashverhalten .....	72
5.6.1	Z-Verstärkung.....	72
5.6.2	Amorphes Matrixsystem - GF/PC .....	76
5.7	Analyse und Diskussion der experimentellen Ergebnisse.....	78
5.7.1	Energieabsorptionsmechanismen von gewebeverstärkten Thermoplasten.....	81
5.7.2	Betrachtung der volumenspezifischen Energieabsorption .....	84
<b>6</b>	<b>Crashsimulation von CFK-Bauteilen .....</b>	<b>88</b>
6.1	Einleitung .....	88
6.2	Kommerzielle FE-Programmsysteme in der Crashsimulation .....	91
6.2.1	PAM-Crash .....	91
6.2.2	LS-DYNA3D .....	92
6.2.3	RADIOSS .....	93
6.2.4	KRASH .....	94
6.2.5	Fazit.....	94
6.3	Annahmen für die Simulation des Crashverhaltens von CFK.....	95
6.4	Materialmodelle für orthotrope Faser-Kunststoff-Verbunde.....	96
6.5	Bestimmung der Materialeigenschaften und Versagensparameter.....	99
6.5.1	Druckfestigkeit und Nachversagensfestigkeit .....	100
6.5.2	Druckfestigkeit bei höheren Dehnraten.....	103
6.5.3	Zugfestigkeit und Steifigkeiten.....	104
6.5.4	Schereigenschaften .....	105

6.5.5 Versagensparameter .....	109
6.6 Sonstige Simulationsparameter .....	113
6.6.1 Reibungskoeffizienten .....	113
6.7 Crashsimulation von Doppelhutprofilen.....	114
6.7.1 FE-Modell und Materialeigenschaften .....	114
6.7.2 Randbedingungen und Belastungen .....	115
6.7.3 Orientierung der Materialachsen .....	117
6.7.4 Ergebnisse der Crashsimulation von CF/PA12 Absorbern .....	118
6.8 Diskussion der Simulationsergebnisse.....	123
6.9 Auslegung crashbelasteter Tragstrukturen.....	126
<b>7 Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>127</b>
<b>8 Literaturverzeichnis .....</b>	<b>130</b>
<b>9 Anhang .....</b>	<b>139</b>
9.1 Technische Daten des Klimaprüfschranks Weiss SB22/160/80 .....	139
9.2 Verwendete Materialien .....	140
9.2.1 GF/PC.....	140
9.2.2 GF/PA6.....	140
9.2.3 GF/PA12.....	140
9.2.4 CF/PA66.....	141
9.2.5 CF/PA12.....	141
9.3 Werkstoffkennwerte .....	142
9.4 Werkzeuggeometrie .....	143
9.5 Versuchsdiagramme von CF/PA12 .....	145
9.6 Betreute Studien und Diplomarbeiten .....	148



## Abkürzungen

Kurzform	Bedeutung
AF	Aramidfaser
AFK	Aramidfaserverstärkter Kunststoff
CF	Kohlenstofffaser
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
EA	Energieabsorption
EP	Epoxydharz
FEM	Finite Elemente Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
GF	Glasfaser
DBP	Doppelbandpresse
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast (PP)
HMC	High Modulus Compound
HP-PE	High Performance Polyethylene
HSRTM	High Speed Resin Transfer Moulding
PA	Polyamid
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PE	Polyethylen
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
POM	Polyoxymethylen
PP	Polypropylen
PPE	Polyphenylenether
PPS	Polyphenylensulfit
PSU	Polysulfon
PUR	Polyurethan
PVC	Polyvinylchlorid
RTM	Resin Transfer Moulding
SAN	Styrolacrylnitril
SMC	Sheet Moulding Compound
T <sub>G</sub>	Glasübergangstemperatur
UD	Unidirektional
VE	Vinylesterharz

## Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
$\theta$	[°]	Faserorientierung
$\rho$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Materialdichte
$\varepsilon$	[1]	Technische Dehnung
$\gamma$	[1]	Scherung
$\nu$	[1]	Poisson-Zahl
$\varphi_F$	[%]	Faservolumengehalt
$\sigma_{ss}$	[J/g]	Specific sustained crush stress
<b>A</b>	[mm <sup>2</sup> ]	Probenquerschnitt
<b>D<sub>i</sub></b>	[mm]	Durchmesser innen
<b>e</b>	[1]	Wahre Dehnung
<b>E</b>	[MPa]	Elastizitätsmodul
<b>a</b>	[m/s <sup>2</sup> ]	Beschleunigung
<b>E<sub>s</sub></b>	[J/g]	Massenspezifisch absorbierte Energie
<b>E<sub>v</sub></b>	[J/dm <sup>3</sup> ]	Volumenspezifisch absorbierte Energie
<b>F<sub>m</sub></b>	[N]	Mittlere Crashlast
<b>F<sub>max</sub></b>	[N]	Maximale Crashlast
<b>I</b>	[mm <sup>4</sup> ]	Flächenträgheitsmoment
<b>l</b>	[mm]	Länge
<b>l<sub>0</sub></b>	[mm]	Anfangslänge der Probe
<b>M</b>	[g]	Probenmasse
<b>M<sub>Cr</sub></b>	[g]	Zerstörte Probenmasse
<b>v</b>	[m/s], [mm/min]	Prüfgeschwindigkeit
<b>R<sub>v</sub></b>	[MPa]	Nachversagensdruckfestigkeit
<b>s</b>	[mm]	Deformationsweg
<b>t</b>	[mm]	Wanddicke
<b>U</b>	[J]	Energie, absorbierte Energie

Indizes	Bedeutung
<b>x, y, z</b>	Hauptrichtungen des globalen Koordinatensystems
<b>1, 2, 3</b>	Hauptrichtungen der Einzelschicht
<b>F, M</b>	Faser, Matrix
<b>Z, D</b>	Zug, Druck

# 1 Einleitung

## 1.1 Einführung

Faserverstärkte Kunststoffe, insbesondere mit Kohlenstofffaserverstärkung, zeichnen sich durch hohe Festigkeit bei gleichzeitig geringer Dichte aus. Materialpreis und Verarbeitungskosten, sowie die zur Verfügung stehenden Verarbeitungstechniken für große Stückzahlen limitieren die Anwendungsgebiete. In Luft- und Raumfahrttechnik, in militärischen Anwendungen, sowie im Rennsport stehen Werkstoffeigenschaften und erzielbare Gewichtseinsparung stärker im Vordergrund als Kostenüberlegungen, weshalb tragende Strukturen bevorzugt in CFK ausgeführt werden. Um das Leichtbaupotenzial voll auszuschöpfen, wird hier die gerichtete Endlosfaserverstärkung favorisiert. Kostengünstige, glasfaserverstärkte Pressmassen mit regelloser Faseranordnung, wie GMT und SMC, sind in verschiedenen Serienanwendungen im KFZ-Bereich anzutreffen. Für die Herstellung von tragenden Primärstrukturen wird diese Werkstoffgruppe aufgrund der vergleichsweise niedrigen Festigkeit und Steifigkeit nicht eingesetzt.

Bei Kollisionsvorgängen von Fahrzeugen muss ein kontrollierter Abbau der kinetischen Energie erfolgen, um Insassen und Transportgüter vor Schäden durch zu starke Verzögerungen zu schützen. Je nach Aufprallwinkel treten dabei Verzögerungskräfte in unterschiedlichen Richtungen auf, was im Rahmen entsprechender Crashversuche simuliert wird. Ein wichtiges Kriterium hierbei ist stets die auftretende Insassenbelastung. Die Belastungsgrenzen des menschlichen Körpers werden im Rahmen der biomechanischen Forschung ermittelt. Hieraus werden Schutzkriterien abgeleitet, die als physikalische Größen mit Versuchseinrichtungen gemessen werden. Die biomechanischen Belastungsgrenzen für den Menschen sind in Tabelle 1.1 dargestellt [1]. Kramer [2] gibt eine ausführliche Übersicht über die derzeitigen Schutzkriterien für Fahrzeuginsassen.

Eines der wichtigsten Schutzkriterien ist dabei das Head Injury Criterion (HIC), dessen maximal zulässiger Wert von 1000 die Grenze zu lebensbedrohlichen Kopfbeschleunigungen darstellt. Dabei ist vor allem die zeitliche Dauer der Belastung von Bedeutung, was auch aus der Definition des HIC-Wertes hervorgeht (Gl. 1-1).

$$HIC = \left( \frac{1}{t_2 - t_1} \cdot \int_{t_1}^{t_2} a_{res} \cdot dt \right)^{2,5} \cdot (t_2 - t_1) \quad (\text{Gl. 1-1})$$

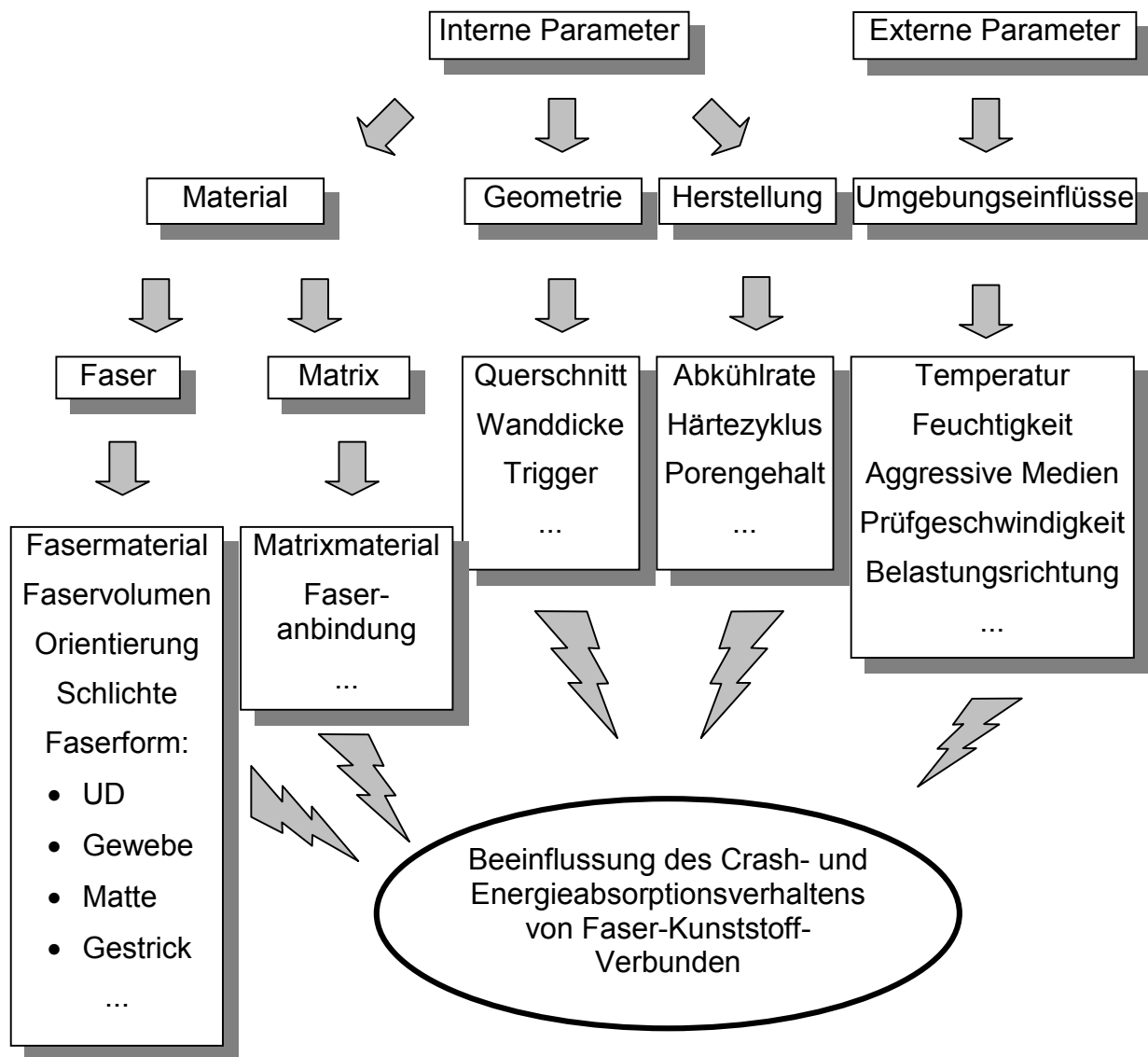
Bei längerer Einwirkzeit einer konstanten resultierenden Beschleunigung, die sich aus den drei Einzelbeschleunigungen in X-, Y- und Z-Richtung zusammensetzt, vergrößert sich der HIC-Wert.

**Tabelle 1.1:** Biomechanische Belastungsgrenzen des Menschen

Körperteil	Mechanische Größe	Belastungsgrenze
Ganzer Körper	$a_x$ max.	40 - 80 g
Gehirn	$a_x$ max., $a_y$ max.	100 - 300 g
Schädelknochen	$a_x$ max., $a_y$ max.	80 - 300 g, je nach Stoßfläche
Stirn	$a_x$ max. $F_x$	120 - 200 g 4000 - 6000 N
Halswirbelsäule	$F_x$ $\alpha$	1200 - 2600 N Scherbelastung 80 - 100° vorwärts, 80 - 90° rückwärts
Brustkorb	$a_x$ max. $F_x$ $s_x$	40 - 60 g für $t > 3$ ms 4000 - 8000 N 5 - 6 cm
Becken	$a_y$ max	50 - 80 g
Oberschenkel	$F_x$	6400 - 12500 N, Krafteinleitung im Knie

Fortschritte bei der Entwicklung serientauglicher Verarbeitungsverfahren und die Notwendigkeit zur Gewichtsreduktion wecken auch das Interesse der Automobilindustrie an Hochleistungsfaser-Kunststoff-Verbunden. Das effektive Gewichteinsparungspotenzial im Fahrzeugbau ist nach verschiedenen Analysen bei der Verwendung von Stahl auf 6 bis 10 % beschränkt [3]. Zur Gewichtsreduktion muss ein Umstieg auf neue Werkstoffe, wie FKV, erfolgen. Untersuchungen hinsichtlich des Energieabsorptionsvermögens belegen, dass diese Werkstoffgruppe im Vergleich zu Metallen erhebliche Vorteile bietet, womit sie prädestiniert sind für den Einsatz in crashbelasteten Leichtbaustrukturen. Ein FKV-Crashelement, das für den Audi A8 entwickelt wurde, ermöglicht beispielsweise gegenüber den serienmäßig eingesetzten Aluminiumabsorbern eine Gewichtseinsparung von 40 % bei einer 10 % höheren Energieabsorption [44]. Das höhere Energieabsorptionsvermögen ergibt sich aus einem gleichmäßigen, konstant hohen Kraft-Weg-Verlauf. Metalle hingegen weisen beim Faltvorgang immer einen oszillierenden Kraft-Weg-Verlauf auf.

Das Energieabsorptionsverhalten von FKV-Strukturen ist von einer Vielzahl von Faktoren abhängig. Bild 1.1 gibt einen Überblick über die bereits identifizierten Parameter.



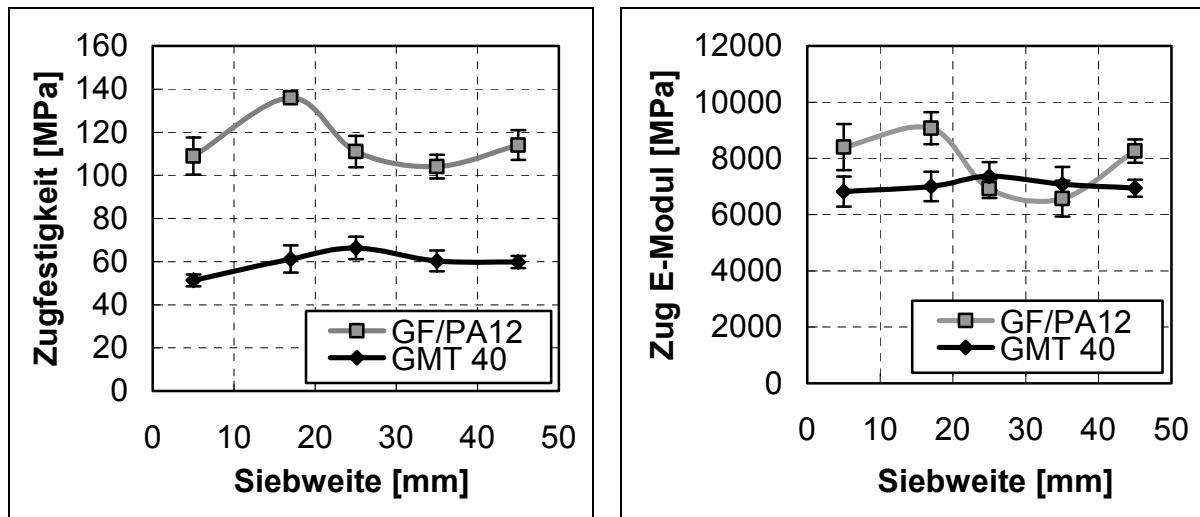
**Bild 1.1:** Einflussparameter auf das Crashverhalten von FKV-Strukturen

Seit einigen Jahren werden thermoplastische Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) mit gerichteter kontinuierlicher Faserverstärkung entwickelt, mit deren verstärktem Einsatz in Zukunft zu rechnen ist. Faserverstärkte Thermoplaste weisen gegenüber Duromeren unter dem Aspekt der Energieabsorption einige Vorteile auf:

- erhöhte Bruchdehnung und Bruchzähigkeit der Matrix
- höhere Energiefreisetzungsrate für die Mode I Rissinitiierung
- besseres Dämpfungsverhalten

Diese Eigenschaften erschweren die Rissausbreitung im Laminat. Die Folge ist eine höhere Energieabsorption und Schadenstoleranz thermoplastischer FKV im Vergleich zu duromeren FKV [14], [15], [41], [42].

Ein weiterer Pluspunkt thermoplastischer FKV ist ihre Recyclingfähigkeit, insbesondere vor dem Hintergrund der in Deutschland am 1. April 1998 in Kraft getretenen Altautoverordnung [75]. Für GMT existieren bereits profitable Wiederverwertungsverfahren auf hohem werkstofflichen Niveau, d. h. der Werkstoff verliert beim Wiederaufbereitungsprozess nur wenig seiner ursprünglichen mechanischen Eigenschaften.



**Bild 1.2:** Zugfestigkeit und E-Modul von wiederaufbereitetem GF/PA12 und GMT

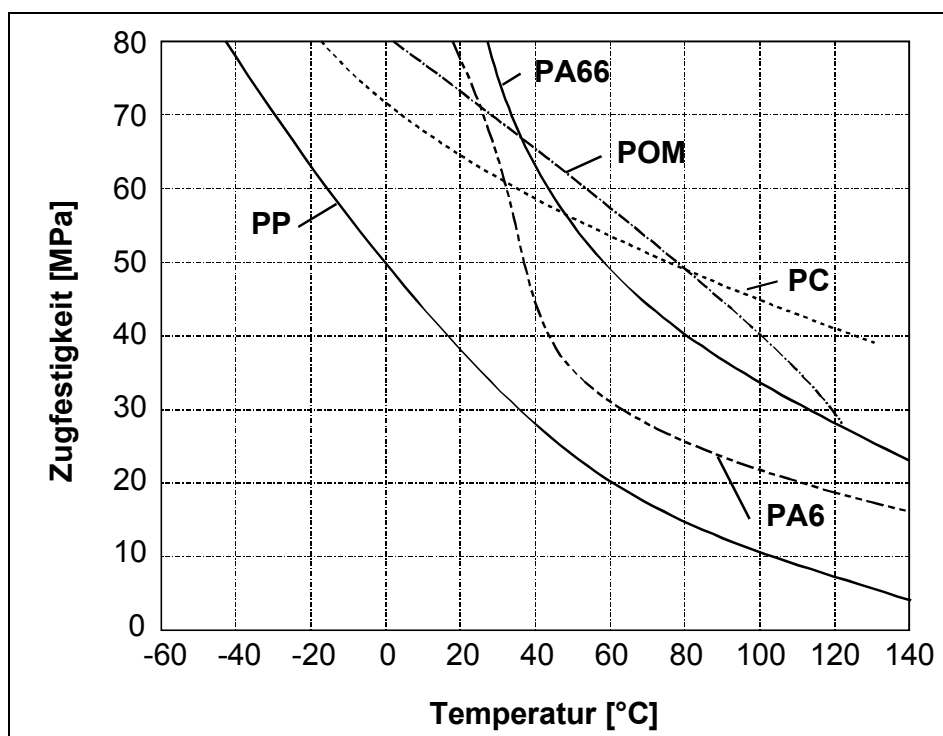
Bild 1.2 zeigt die mechanischen Eigenschaften von rezyklierten, gewebeverstärkten GF/PA Organoblechen und GMT-Platten in Abhängigkeit von der Pelletgröße. Zum Vergleich: neues GMT, z. B. Azdel von GE Plastics oder BASF B40, weist eine Zugfestigkeit von etwa 100 MPa und einen E-Modul von 6000 MPa auf. Beide Kennwerte werden von rezykliertem Organoblech deutlich übertroffen. Die beim Recycling von GMT oder spritzgegossenen Thermoplasten angewendeten Spritzguss- oder Plastifizierpressverfahren bieten sich somit auch für die Wiederverwertung gewebeverstärkter Thermoplaste an [80], [81].

## 1.2 Aufgabenstellung und Zielsetzung

Das Crashverhalten von FKV bei Raumtemperatur und unter Normklimabedingungen wurde in der Vergangenheit ausführlich untersucht und publiziert. Weitgehend ungeklärt ist das Verhalten von FKV-Crashabsorberstrukturen, die während ihres Einsatzes extremen und stark schwankenden Temperatur- und Klimabedingungen ausgesetzt sind. Bereits die klimatisch bedingten Temperaturen reichen von

extremer Kälte unter arktischem Klima oder großer Höhe bis zu extremer Wärme und hoher Feuchtigkeit in tropischen Klimazonen.

Den klimatischen Gegebenheiten überlagert sind Temperatureinwirkungen durch betriebswarme Aggregate. Bedingt durch das temperaturabhängige Verhalten der Kunststoffmatrix, ohne die eine Fixierung der Verstärkungsfasern sowie die Krafteinleitung in die Faser nicht möglich ist, muss das Versagensverhalten der FKV-Struktur maßgeblich von der vorherrschenden Einsatztemperatur beeinflusst werden. In Bild 1.3 ist exemplarisch die Zugfestigkeit verschiedener Thermoplaste in Abhängigkeit von der Prüftemperatur dargestellt [31].



**Bild 1.3:** Zugfestigkeit verschiedener Thermoplaste als Funktion der Temperatur

Da die Prognosefähigkeit numerischer Berechnungsverfahren zum Crashverhalten von Faser-Kunststoff-Verbunden noch Entwicklungspotenzial aufweist, wird das Versagensverhalten experimentell untersuchter Bauteile aus kohlenstoffgewebe-verstärktem Polyamid analysiert und ein Versuch zur Bestimmung crashrelevanter Kennwerte für die numerische Simulation zur Vorhersage des Crashverhaltens entwickelt. Hierbei wird insbesondere das Nachversagensverhalten des FKV untersucht. Dies ist der Bereich, in dem die zu steifigkeits- und festigkeitsgerechten Bauteilauslegungen herangezogenen Materialkonstanten bereits längst überschritten sind.

Bei einer Zug- oder Scherbelastung tritt eine Trennung des Bauteils an der jeweils schwächsten Stelle auf. Im energieabsorbierenden Druckbereich liegen jedoch andere Verhältnisse vor. Der Werkstoff wird zwar ebenfalls getrennt, die kontinuierlich anliegende Last bewirkt jedoch eine ständig fortschreitende Deformation des zerstörten Materials wobei das dann vorherrschende Spannungsniveau weit unter der maximalen Druckfestigkeit liegt. Dieses Spannungsniveau, das in einem lokal zerstörten Laminat erzeugt wird, ist aber einer der wichtigsten Parameter bei der Energieabsorption.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden folgende Themen behandelt:

- Die Crashanlage der IVW GmbH wird mit einer Klimatisierungsvorrichtung erweitert. Dies geschieht vor dem Hintergrund, dass Bauteile aus FKV bei einem Crashversuch stark unterschiedliche Krafniveaus in Abhängigkeit von der jeweiligen Belastungsgeschwindigkeit zeigen. Erkenntnisse über das Crashverhalten einer Struktur unter thermischer Belastung sind daher unter möglichst realitätsnahen und damit hohen Belastungsgeschwindigkeiten zu ermitteln.
- Die Crashversuche werden an umgeformten thermoplastischen FKV mit Gewebeverstärkung durchgeführt. Bei den experimentellen Versuchen werden die für das temperaturabhängige Crashverhalten relevanten Materialparameter ermittelt, um sinnvolle Faser-Matrix-Kombinationen für thermisch belastete Crashstrukturen zu identifizieren. Damit können zukünftig umfangreiche Versuchsreihen unter Klimabedingungen auf ein Minimum reduziert werden.
- Entwicklung eines Versuchs zur Bestimmung crashrelevanter Parameter, die vor allem für die numerische Simulation von Bedeutung sind. Dabei muss dieses Testverfahren die wesentlichen Versagensmechanismen erfassen.
- Mit der anschließenden Crashsimulation soll gezeigt werden, dass mit den aus diesem Prüfverfahren gewonnenen Werten zusammen mit einer systematischen Auswahl der Versagensparameter prognosefähige Vorhersagen zum Crashverhalten von kohlenstoffgewebeverstärktem Polyamid 12 getroffen werden können. Hierzu werden die erforderlichen Werkstoffkennwerte ermittelt und die unterschiedlichen Versagensparameter, die das Ergebnis der Crashsimulation beeinflussen, systematisch identifiziert. Damit soll eine prognosefähige Simulation ohne Abgleich an einer zuvor getesteten Struktur erfolgen. Ziel ist es, Kraft und Verformungsweg möglichst genau vorherzubestimmen.



## 2 FKV in Crashanwendungen - Stand der Technik

Faserverstärkte Kunststoffe haben in zahlreichen Versuchsreihen ihr hervorragendes Energieabsorptionsvermögen bewiesen. Das Versagensverhalten dieser Werkstoffe ist ausführlich in der Literatur dokumentiert [6] - [8]. Daher soll nur auf die Definition einiger grundlegender Begriffe sowie relevante Anwendungsbeispiele eingegangen werden.

### 2.1 Verhalten von FKV-Bauteilen unter Crashbelastung

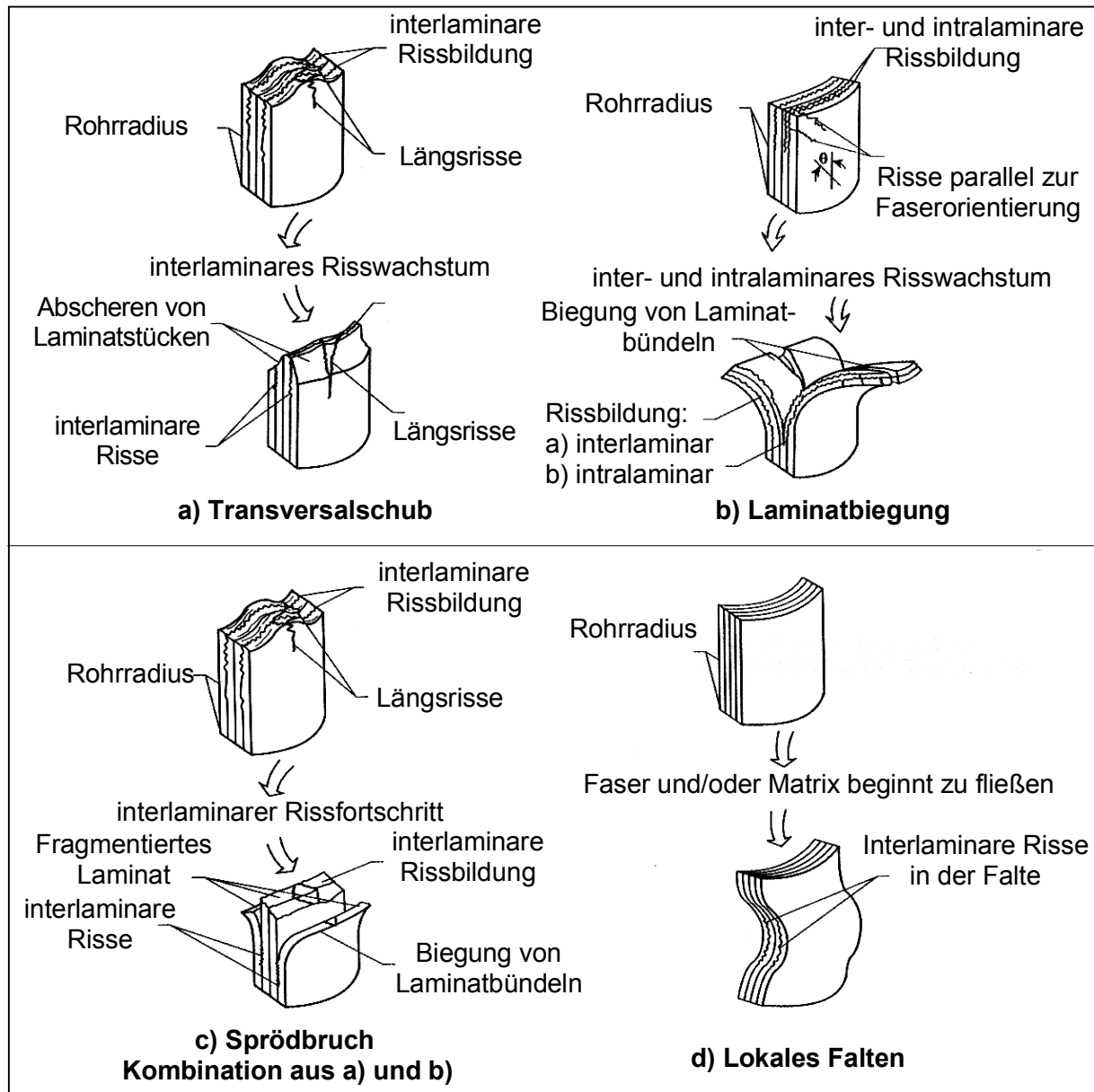
Für das progressive Versagensverhalten von FKV-Rohren wurden vier unterschiedliche, den Crashvorgang dominierende Crash-Modes identifiziert, die in Bild 2.1 am Beispiel eines Zylindersegments dargestellt sind [21].

Unter progressivem Versagen wird die kontrolliert entlang der Crashfront fortschreitende Schädigung verstanden. Um dies zu erreichen, ist an der gewünschten Krafteinleitungsstelle eine konstruktive Schwächung der Struktur erforderlich, wodurch bei Belastung gegenüber dem restlichen Profilquerschnitt erhöhte Spannungen vorliegen und das Versagen eingeleitet wird. Dieses Prinzip der Schadensinitiierung wird als Triggerung bezeichnet.

Die einfachste Triggerform für FKV-Strukturen ist eine Fase an einem Probenende. Die Schädigung des Werkstoffs beginnt wegen der lokal sehr hohen Druckspannung am Anfang dieser Fase und setzt sich kontinuierlich entlang der Crashfront fort, da hier der Werkstoff infolge von Vorschädigungen immer eine geringere Festigkeit aufweist, als in unbeschädigten Bauteilregionen.

Laminatbiegung und transversaler Schubbruch werden durch interlaminare Rissbildung und Risswachstum sowie Längsrisse dominiert. Die hierbei auftretenden Energieabsorptionsmechanismen basieren auf Delaminationen, Faser- und Matrixbrüchen sowie Reibungseffekten im Laminat als auch zwischen Laminat und Prallplatte.

Lokales Falten, vergleichbar mit dem Fließprozess von Metallen, tritt hauptsächlich bei duktilen FKV mit Aramid- oder Polyethylenfaserverstärkung auf. Energie wird durch plastische Faser- und Matrixdeformation, vereinzelte Delaminationen und Faserrisse an der Außenseite der Falte (Zugversagen) absorbiert.



**Bild 2.1:** Progressive Versagensmoden von FKV-Rohren [21]

Neben den kontrolliert fortschreitenden, stabilen Versagensformen treten auch instabile Versagemuster auf. Dabei kommt es zur Ausbildung von Längs- oder Querrissen außerhalb der sog. Crashzone. Längsrisse treten bei geringen Umfangsfestigkeiten, z. B. bei  $0^\circ$  Faserorientierung, auf. Querrissbildung entsteht im mittleren Probenbereich, hervorgerufen durch Imperfektionen im Werkstoff oder Schubversagen parallel zur Faserorientierung [22]. Werden die Proben ungetriggert geprüft, tritt bevorzugt instabiles Versagen auf [8].

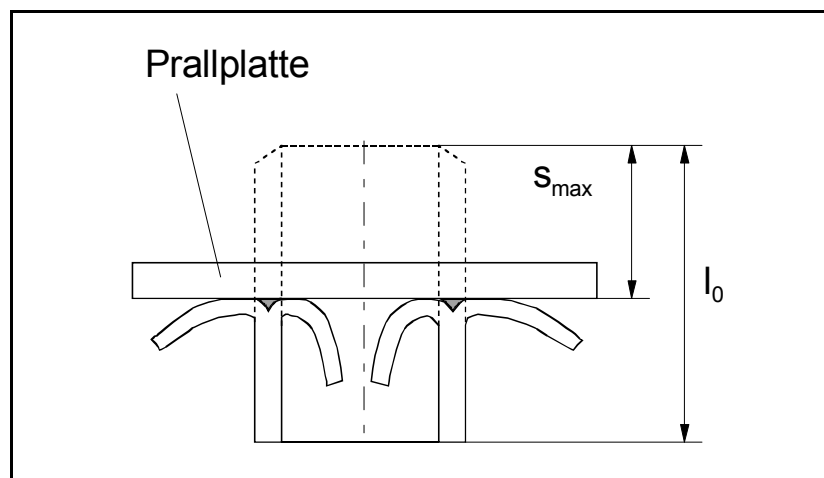
Die Tauglichkeit von Werkstoffen zur Energieabsorption wird anhand der massenspezifischen Energieabsorption beurteilt. Dieser Kennwert ist der Quotient aus absorbiierter Crashenergie  $U$  und zerstörter Probenmasse  $M_{Cr}$ , die aus der zerstörten Bauteillänge  $s$  errechnet wird (Bild 2.2). Die Berechnung erfolgt auf unterschiedliche Arten, wobei auch der Begriff der spezifisch ertragenen Crashspannung verwendet wird. Beide Kennwerte sind für ein zylindrisches Crashelement wie folgt definiert:

- massenspezifische Energieabsorption  $E_S$ :

$$E_S = \frac{U}{M_{Cr}} = \frac{U \cdot l_0}{s \cdot M} [J/g] \quad (\text{Gl. 2-1})$$

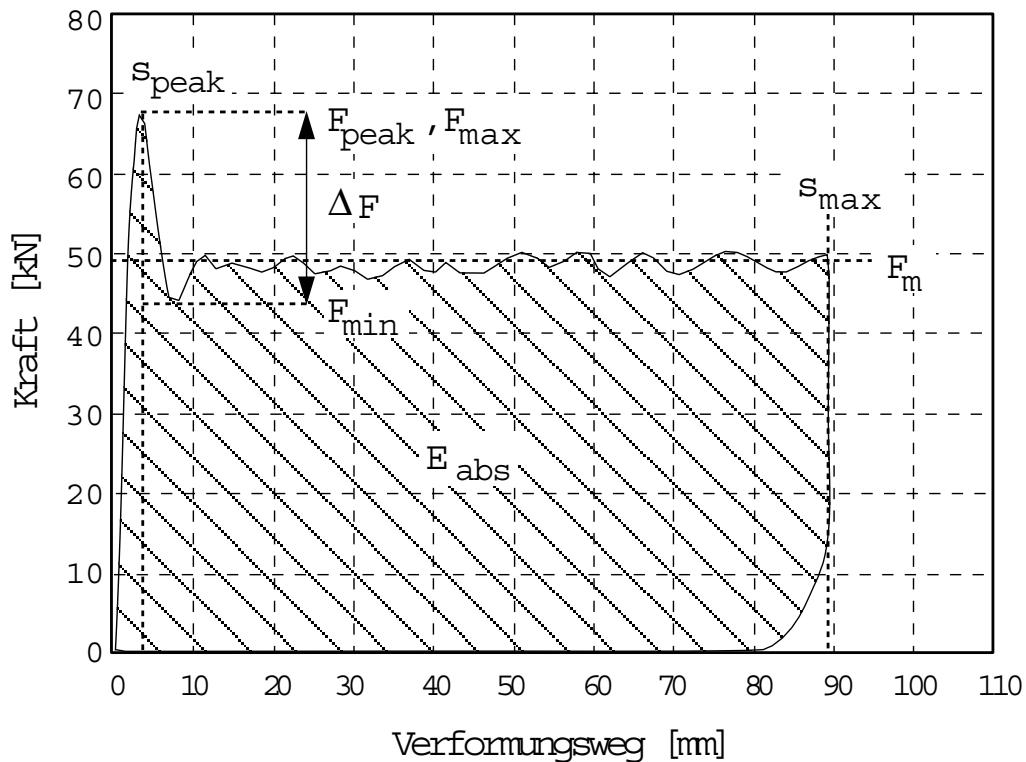
- spezifisch ertragbare Crashspannung  $\sigma_{ss}$  (specific sustained crush stress):

$$\sigma_{ss} = \frac{F_m}{A \cdot \rho} [J/g] \quad (\text{Gl. 2-2})$$



**Bild 2.2:** Ermittlung der spezifischen Energieabsorption  $E_S$

Der Zusammenhang zwischen diesen beiden Größen kann anhand der Kraft-Weg-Kurve, wie sie typischerweise bei einem FKV-Crashrohr ausgebildet ist (Bild 2.3), hergeleitet werden.



**Bild 2.3:** Kraft-Weg Kurve und die wichtigsten Kennwerte bei einem Crashtest

Aus der Berechnung der absorbierten Energie (Fläche unter der Kraft-Weg-Kurve) ergibt sich die Mittelkraft wie folgt:

$$U = \int F \cdot ds \Rightarrow F_m = \frac{U}{s} \quad (\text{Gl. 2-3})$$

und somit ergibt sich die spezifisch ertragbare Crashspannung

$$\sigma_{ss} = \frac{U}{A \cdot s \cdot \rho} \quad (\text{Gl. 2-4})$$

Der Ausdruck  $A \cdot s \cdot \rho$  entspricht der im Crash zerstörten Bauteilmasse  $M_{cr}$ , so dass die in der Literatur angegebene Zahlenwerte bzgl. der Begriffe massenspezifische Energieabsorption und spezifisch ertragbare Crashspannung direkt miteinander vergleichbar sind.

Die spezifische Energieabsorption ist der einzige Kennwert, der in allen Veröffentlichungen genannt wird. Die Crashspannung oder Mittelkraft wird nur selten

angegeben. Aus diesem Grund wird als Vergleichsbasis der in verschiedenen Publikationen präsentierten Ergebnisse nachfolgend ebenfalls die spezifische Energieabsorption genannt.

## **2.2 Rohrförmige Crashabsorberstrukturen**

Im folgenden wird ein Überblick über die wesentlichen experimentellen Ergebnisse an rohrförmigen Energieabsorbern aus Faser-Kunststoff-Verbund gegeben. Alle Versuche wurden ohne Anbindungselemente durchgeführt, d. h. die Rohre wurden getriggert und zwischen zwei ebenen Platten in axialer Richtung zusammengedrückt. Als Trigger wurde ausschließlich eine 45° Fase an einem Rohrende angebracht. Die 0°-Faserorientierung liegt immer in der Rohrlängsachse.

### **2.2.1 Geometrieinfluss**

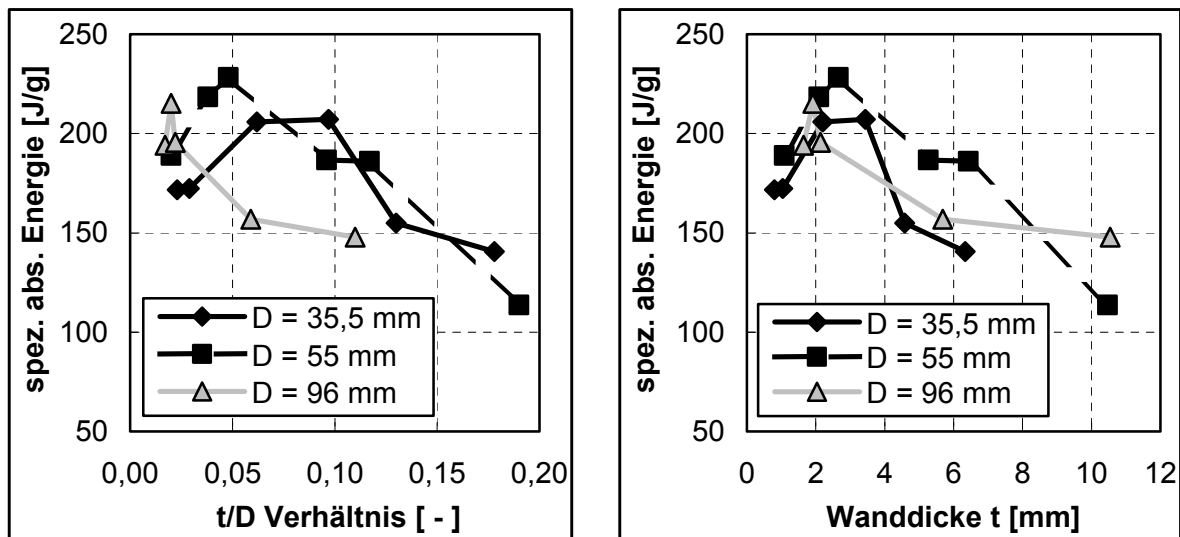
Untersuchungen an Rohren mit verschiedenen Querschnitten zeigen, dass quadratische Profile eine steigende Energieabsorption mit zunehmendem Eckenradius aufweisen [7]. Im Crashfall treten an rechteckigen Querschnitten bevorzugt Längsrisse in den Profilecken auf. Die geraden Seitenwände werden dann über große Biegeradien umgebogen und tragen nur wenig zur Energieabsorption bei. Zudem weisen gekrümmte Schalen gegenüber ebenen Schalen in axialer Richtung eine erhöhte Traglast auf.

Bei kreisrunden Querschnitten tragen Umfangsspannungen, sofern sie in entsprechenden Fasern in Umfangsrichtung des Rohrs erzeugt werden, zusätzlich zur Energieabsorption und Stabilisierung der Crashfront bei. In Versuchen an 90-, 180- und 270°-Rohrabschnitten wurde festgestellt, dass sich die Energieabsorption gegenüber einem intakten Rohr um 5 % bei CF/PEEK, und um 20 % bei GF/EP verringert [57]. Damit erweisen sich geschlossene Absorberprofile im Vergleich zu offenen Profilformen als effektivere Variante mit höherer massenspezifischer Energieabsorption.

Die spezifische Energieabsorption steigt mit zunehmendem  $t/D$ -Verhältnis (Quotient aus Wanddicke und Rohrdurchmesser), d. h. dickwandige Rohre mit kleinem Durchmesser haben bessere Energieabsorptionseigenschaften als dünnwandige mit großem Durchmesser. Bei Crashtests an Rohren mit Wanddicken bis zu 3 mm wurde bislang noch kein mathematisch erkennbarer Zusammenhang zwischen  $t/D$  und der Energieabsorption gefunden [12], [13], [23].

Bei der Untersuchung des  $t/D$ -Verhältnisses an CF/PEEK Rohren mit Wanddicken von bis zu 10 mm wurde die maximale spezifische Energieabsorption bei einer Wanddicke von 2 bis 3 mm, unabhängig vom Rohrdurchmesser, ermittelt (vgl. Bild 2.4). Bei größerer Wanddicke brechen größere Laminatteile aus der Rohrwand heraus und die Materialausnutzung verschlechtert sich. Die spezifische Energieabsorption ist somit stärker von der Wanddicke als dem  $t/D$ -Verhältnis geprägt [51].

Aufgrund unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten der Wandaußen- und Wandinnenseite dickwandiger Bauteile entstehen zusätzliche Eigenspannungen, die eine geringere Energieaufnahme bei großer Wanddicke bewirken können. Rohre mit  $t/D$ -Verhältnissen kleiner 0,015 zeigten wegen der zu geringen Wanddicke ein instabiles Bruchverhalten.



**Bild 2.4:** Einfluss von Durchmesser und Wanddicke auf die Energieabsorption von CF/PEEK Rohren

### 2.2.2 Einfluss von Faser, Matrix und Laminataufbau

In diesem Kapitel werden geschichtete Lamine betrachtet, die in Dickenrichtung keine Verstärkungsfasern besitzen. Die Proben wurden mit Geweben, Tapes oder UD-Fasern hergestellt.

Die nachfolgenden Tabellen geben einen Überblick über einige der bisher durchgeführten Crashtests sowie die dabei verwendeten Werkstoffe und Laminataufbauten.

**Tabelle 2.1:** Energieabsorption kreiszylindrischer CFK-Crashrohre

Material	Faserorientierung [°]	D <sub>i</sub> [mm]	t [mm]	E <sub>s</sub> [J/g]	*/**
CF/EP [15]	±45	50	2,5	53	stat.
AS4/PEEK APC-2[15]	±30	50	2,5	127	stat.
IM7/PEEK [14]	±10	49,7	2,65	209	stat.
AS4/PEEK [14]	±15	49,7	2,65	227	stat.
T300/EP 934[16]	[0/±15] <sub>4</sub>	50	2	100	stat.
T300/EP 934[38]	[0/±15] <sub>4</sub>	38,1	1,9	75	stat.
AS4/EP 5245[38]	[0/±15] <sub>4</sub>	38,1	1,9	130	stat.
XAS/EP 914 [6]	0/90	50	1,95	109	dyn.
T300/EP 934 [17]	[0/±45] <sub>2</sub>	38,1	0,8	75	dyn.
AS4/PEEK [48]	0°	50	2,65	194	stat.
AS4/PEI [48]	0°	50	2,65	155	stat.
AS4/PI [48]	0°	50	2,65	131	stat.
AS4/PAS [48]	0°	50	2,65	128	stat.
AS4 + XAS-UD/EP [53]	Gestrick + UD 0°	49	3	78,5	stat.
AS4 + XAS-UD/EP [53]	Gestrick + UD 90°	49	3	65,5	stat.

\* stat. = quasi-statischer Druckversuch mit Geschwindigkeiten bis 1 m/min

\*\* dyn. = dynamischer Crashversuch mit Geschwindigkeiten 1 - 15 m/s

**Tabelle 2.2:** Energieabsorption kreiszylindrischer GFK-Crashrohre

Material	Faserorientierung [°]	D <sub>i</sub> [mm]	t [mm]	E <sub>s</sub> [J/g]	*/**
E-Glas/VE A430I [13]	[±45] <sub>2</sub> /90			44	dyn.
S2 Glas/PEEK [14]	±10	49,7	2,65	191	stat.
E-Glas/PA6 [76]	0/90			40	dyn.

\* stat. = quasi-statischer Druckversuch mit Geschwindigkeiten bis 1 m/min

\*\* dyn. = dynamischer Crashversuch mit Geschwindigkeiten 1 - 15 m/s

**Tabelle 2.3:** Energieabsorption kreiszylindrischer AFK-Crashrohre

Material	Faserorientierung [°]	D <sub>i</sub> [mm]	t [mm]	E <sub>s</sub> [J/g]	*/**
Kevlar / J-2 Nylon [18]	±45°	38,1	2,54	49	dyn.
Kevlar 49/EP 934 [17]	[0/±75] <sub>2</sub>	38,1	0,9	50	dyn.
Kevlar 49/EP 934 [12]	[±60] <sub>6</sub>			48	
Kevlar 49/EP 5208 [19]	0/±75			50	stat.

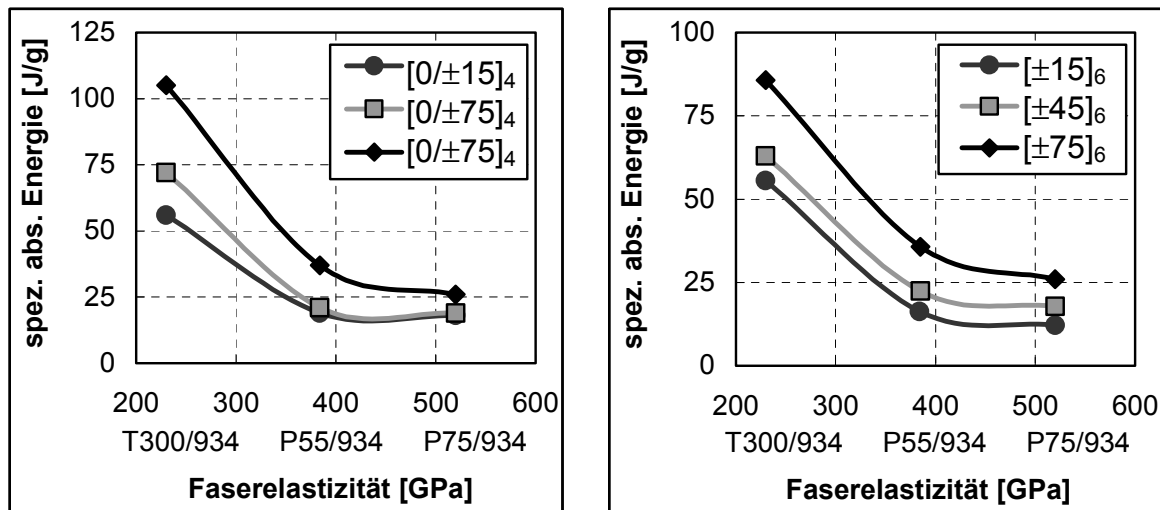
\* stat. = quasi-statischer Druckversuch mit Geschwindigkeiten bis 1 m/min

\*\* dyn. = dynamischer Crashversuch mit Geschwindigkeiten 1 - 15 m/s

Bei den durchgeführten Testreihen an zylindrischen Rohrproben wurden folgende Beobachtungen gemacht:

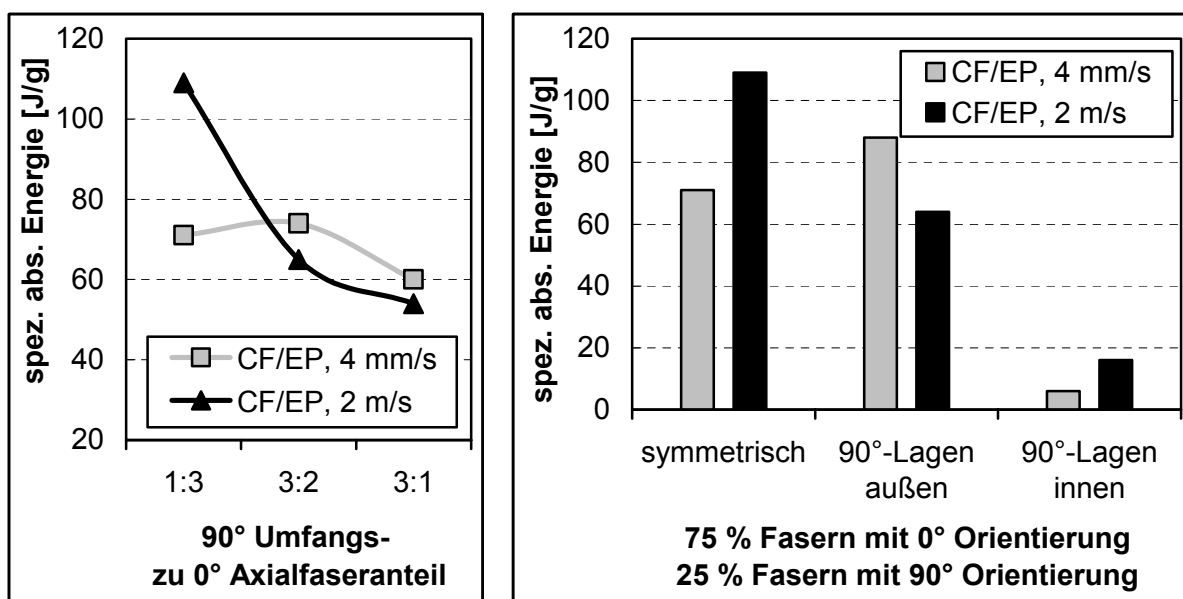
- Faserorientierung und Laminataufbau haben einen entscheidenden Einfluss auf das beim Crash vorherrschende Kraftniveau. In Lastrichtung (0°-Richtung) orientierte Fasern erhöhen das Energieabsorptionsvermögen, Lamine mit ausschließlich in 0°-Richtung orientierten Fasern neigen zu katastrophalem Versagen [38], [54].
- CFK mit thermoplastischen Matrixsystemen erzielen in statischen Crashversuchen aufgrund der höheren Matrixbruchdehnung und der höheren Bruchzähigkeit eine höhere Energieabsorption im Vergleich zu einer EP-Matrix [15], [48].
- Die Matrixbruchdehnung von Epoxydharzen und Polyestern kann mit Flexibilisatoren erhöht werden. Damit steigt bei glasfaserverstärkten Rohren die Energieabsorption [24]. Derartige Harzmodifikationen verringern den E-Modul, gleichzeitig steigen Bruchenergie und Zugfestigkeit an. Flexibilisatoren (z. B. MGS V51) für EP-Harze ermöglichen Bruchdehnungen von bis zu 50 %.
- Die Variation der Faserschichte bei Glasgewebe/EP Rohren bewirkt eine Steigerung der spezifischen Energieabsorption von 60 auf 70 J/g bei Verwendung von Aminosilan anstatt Acrylsilan [25]. Proben mit Aminosilanschichte zeigten einen höheren E-Modul sowie größere Zug-, Druck- und Biegefestigkeiten. Die besseren Crasheigenschaften sind somit auf bessere Faser-Matrix-Haftung zurückzuführen.
- Hohe Faser- und Matrixbruchdehnungen bei CF/EP bewirken eine höhere Energieabsorption. Hohe C-Fasersteifigkeiten ergeben für die Energieabsorption keine Vorteile (Bild 2.5) [12], [38]. Bei Kevlar 49/EP Proben hingegen verschlechtert sich das Energieabsorptionsverhalten durch eine Matrix mit hoher Bruchdehnung [54]. Die Verwendung von CF-Prepreg mit duktilerem Narmco 5345 EP-Harz, anstatt Fiberite 934 konnte sowohl mit Hercules AS4 als auch mit Thornell 300 Kohlenstofffasern die Energieabsorption um 10 bis 20 % verbessern [38].





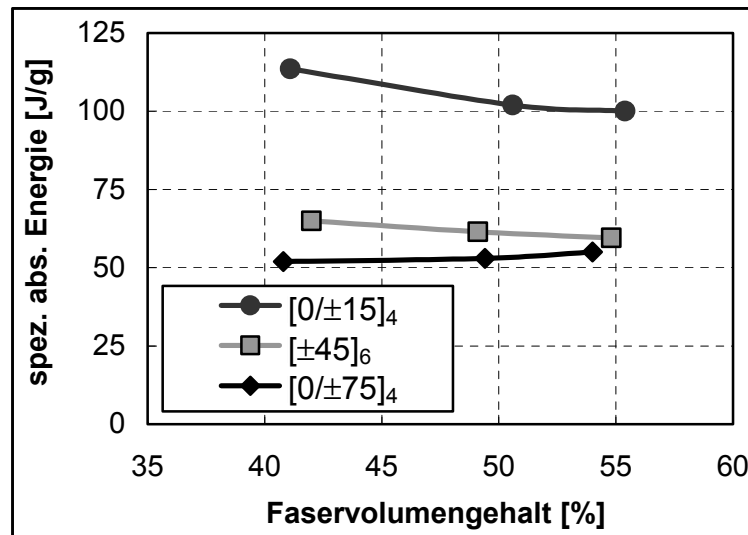
**Bild 2.5:** Einfluss der Faserorientierung und -steifigkeit auf die spezifische Energieabsorption [54]

- Umfangswicklungen bewirken eine Stützung der in Belastungsrichtung liegenden Fasern, die Energieabsorption wird damit erhöht. Für ein 0/90° CF/EP Rohr wurde für eine möglichst hohe Energieabsorption das günstigste Verhältnis von Umfangs- zu Axiallage mit 1:3 ermittelt. Dies galt jedoch nur für dynamische Prüfungen (Bild 2.6). Rohre mit 0/90°-Lagenaufbau weisen eine höhere Energieabsorption auf, wenn alle 0°-Axiallagen in der Wandmitte angeordnet sind und beidseitig von 90°-Umfangslagen gestützt werden [6], [21], [54].



**Bild 2.6:** Einfluss des Laminataufbaus und der Prüfgeschwindigkeit auf das Energieabsorptionsvermögen von CF/EP (Grafil XAS / EP Ciba-Geigy BSL 914) [6]

- Eine Verringerung des Faservolumengehaltes durch einen erhöhten Matrixanteil bei gleichbleibendem Faservolumen führt zu einer höheren massenspezifischen Energieabsorption [54]. Als Begründung werden höhere Spannungen in den dünneren Matrixschichten des Thornell300/EP 934  $[0/\pm 15]_4$ -Laminates mit hohem Faservolumengehalt genannt, so dass sich Matrixrisse leichter ausbilden und ausbreiten können. Der Faservolumeneinfluss wird durch die stärkere Orientierung einiger Fasern in Umfangsrichtung, wie bei den  $[0/\pm 75]_4$ - und  $[\pm 45]_6$ -Laminaten, ausgeglichen. Wie in Bild 2.7 zu erkennen ist, weisen diese Proben aber auch nur etwa 50 % des Energieabsorptionsvermögens der  $[0/\pm 15]_4$ -Proben auf.



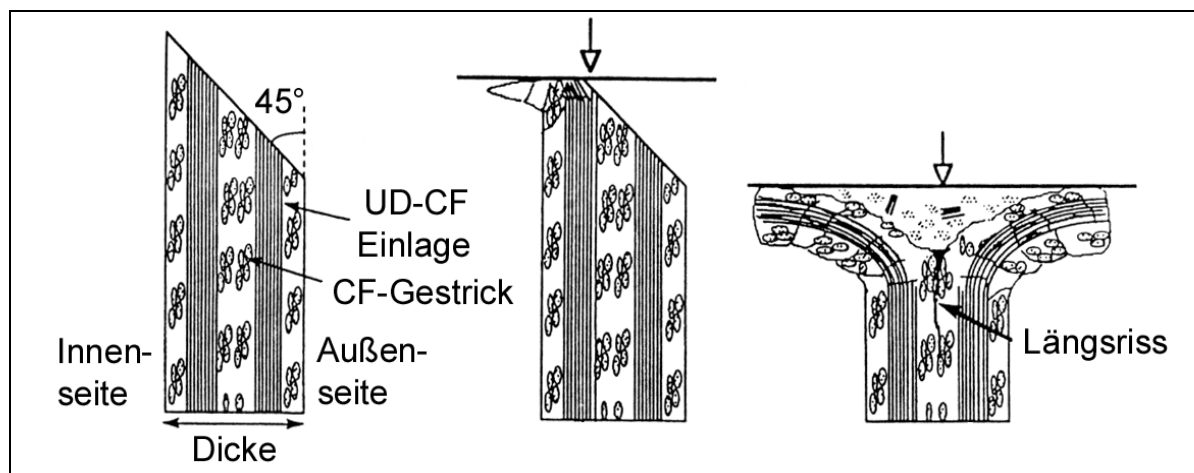
**Bild 2.7:** Einfluss des Faservolumengehaltes auf das Energieabsorptionsvermögen von CF/EP durch Variation des Harzanteils

- Reibungsvorgänge an der Crashfront haben einen starken Einfluss auf die Energieabsorption, wenn Versagen durch Laminatbiegung vorliegt. CF/EP-Rohre absorbieren an einer rauhen Oberfläche bis zu 20 % mehr Energie [16]. Glasgewebe/EP Rohre erreichten an einer geläpften und polierten Oberfläche etwa 10 % geringere Werte gegenüber einer geschliffenen Prallplatte. Der Reibungsanteil an der insgesamt absorbierten Energie wird auf über 50 % geschätzt [50].
- AFK-Rohre erreichen eine spezifische Energieabsorption im Bereich von 50 J/g. Das Versagen ist hierbei immer durch Faltenbeulen gekennzeichnet [12], [18].
- Rohre, die ein stabiles Crashverhalten zeigen, erreichen durch eine zusätzliche Schaumfüllung eine schlechtere spezifische Energieabsorption. Schaumfüllungen

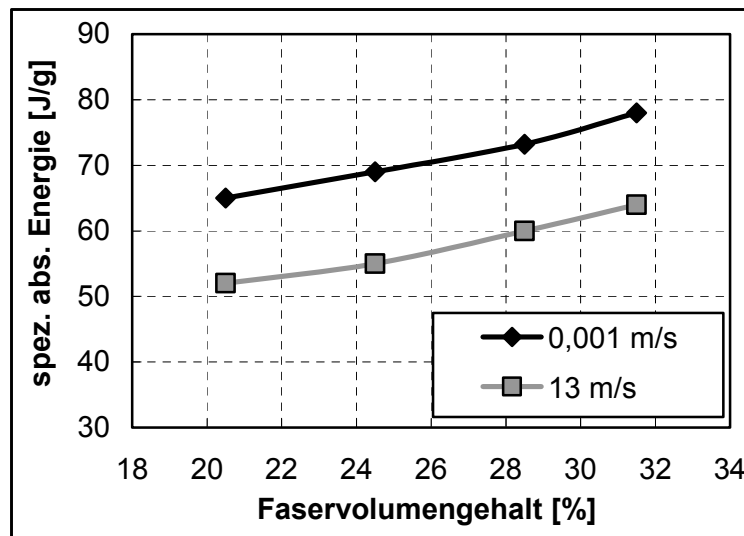
führen jedoch zu einer höheren Energieabsorption, wenn das Rohr, z. B. bei geringer Wanddicke, zu katastrophalem Versagen neigt [36].

### 2.2.3 Dreidimensional verstärkte Lamine

Ramakrishna untersuchte im RTM-Verfahren hergestellte CF-Gestrick/EP Rohre mit zusätzlich eingelegten CF-UD Lagen [53]. Der Faservolumenanteil wurde mit UD-CF zwischen 20 und 32 % variiert. Hinsichtlich der Fertigungstechnik und dem vergleichsweise geringen Einsatz von Kohlenstofffasern kann somit ein relativ günstiges CFK-Crashelement hergestellt werden. Die Ergebnisse sind in Bild 2.9 dargestellt. Mit zunehmendem Faservolumengehalt und somit auch zunehmendem UD-Faseranteil in Belastungsrichtung steigt das Energieabsorptionsvermögen bei quasi-statischer Belastungsgeschwindigkeit (0,001 m/s) von ca. 65 auf 78 J/g an. Bei dynamischen Crashversuchen mit einer Aufprallgeschwindigkeit von 13 m/s wurden 20 % geringere Werte erzielt.



**Bild 2.8:** Schädigungsausbreitung in einer CF-Gestrick/EP Rohrwand



**Bild 2.9:** Spezifische Energieabsorption von CF-Gestrick/EP Rohren

#### 2.2.4 Fertigungsbedingte Einflüsse

Die Abkühlrate bei der Fertigung von CF/PEEK Rohren wirkt sich auf den Kristallisationsgrad der PEEK Matrix aus. Die mit hohen Abkühlraten hergestellten Proben zeigten eine 15 % höhere Energieabsorption. PEEK weist bei einer schnellen Abkühlung eine geringere Kristallinität auf, der Anteil der amorphen Phase wird größer. Mehr kristalline Anteile erhöhen den E-Modul, verringern aber die Bruchdehnung und die Energiefreisetzungsrate für die Mode I Rissinitiierung und Ausbreitung  $G_{IC}$ . In der Crashfront können sich daher bei hoher Kristallinität Vorschädigungen in Form von Längsrissen in der Matrix leichter ausbreiten [70]. Um daraus auf eine generell bessere Eignung amorpher Thermoplaste für EA-Anwendungen zu schließen, sind weitere Versuche erforderlich.

Untersuchungen an GF/PA6 Rohren zeigen, dass eine vollständige Faserimprägnierung erforderlich ist, da sonst das Energieabsorptionsvermögen sehr stark abfällt. Bei schlechter Imprägnierqualität wurden hohe Porengehalte gemessen, so dass die Ergebnisse prinzipiell auch auf Duomere mit hohem Porengehalt übertragen werden können. Einhergehend damit zeigte sich bei GF/PA6 eine bessere Strukturintegrität, da das Material nicht mehr fragmentiert, sondern faltet [76]. Festigkeit und Steifigkeit werden durch die schlechte Imprägnierqualität aber stark reduziert. Zum Erhalt der Strukturintegrität sollten daher andere Lösungen, wie z. B. die Hybridisierung, gewählt werden.

### 2.2.5 Hybridisierung

Aufgrund der starken Splitterneigung glas- und kohlenstofffaserverstärkter Crash-energieabsorber wird die Hybridisierung zum Erhalt der Strukturintegrität eingesetzt. Dabei werden Kohlenstofffasern mit duktileren Fasertypen wie Aramid oder Polyethylen kombiniert. Ergebnisse sind in Tabelle 2.4 zusammengefasst.

**Tabelle 2.4:** Energieabsorption von Hybridcrashelementen in quasi-statischen Druckversuchen

Material	Orientierung [°]*	D <sub>i</sub> [mm]	t [mm]	E <sub>s</sub> [J/g]
CF-HPPE/EP, gewickelt [26]	±10	50	2,5	67
dto.	±30	50	2,5	31
CF-HPPE-Gewebe/EP [26]	0/90	50	2,5	47
dto.	±45	50	2,5	40
CF T300-Kevlar49/EP 934 [54]	[45 <sup>H</sup> <sub>F</sub> /0 <sup>C</sup> <sub>5T</sub> ] <sub>S</sub>	38,1		120
CF T300-Kevlar49/EP 934 [54]	[0 <sup>C</sup> <sub>5T</sub> /45 <sup>H</sup> <sub>F</sub> ] <sub>S</sub>	38,1		30
CF T300-Kevlar49/EP 934 [54]	[±45 <sup>K</sup> /0 <sup>C</sup> <sub>3</sub> ] <sub>S</sub>	38,1		120
AF-CF Gewebe /UD-CF/EP [28]	[45 <sup>H</sup> <sub>F</sub> /0 <sup>H</sup> <sub>F</sub> /0 <sup>C</sup> <sub>3T</sub> /0 <sup>H</sup> <sub>F</sub> /45 <sup>H</sup> <sub>F</sub> ]	42	1,26	100 - 115
CF-HPPE-Gewebe/EP [27]	±45 (45 % CF-Anteil)	25	1,45	44,6

\* Indizes: H: CF-AF Mischgewebe; F: Gewebe; T: Tape, C: Kohlenstoff, K: Aramid, D: Dyneema

Peijs untersuchte den Einfluss der Faservolumenverteilung zwischen Toray T300 Kohlenstoff und DSM Dyneema SK 60 bei ±45°-Gewebeverstärkung. Unterschiedliche Hybridisierungsgrade wurden mit Hybridgeweben mit 77 und 55 Vol. % HP-PE-Faseranteil eingestellt. Die spezifische Energieabsorption, gemessen an Rohren mit 25 mm Innendurchmesser und 1,45 mm Wanddicke, stieg von 30 auf 63 J/g an, wenn der Dyneemafaseranteil von 100 % auf Null zurückgenommen wurde. Mit zunehmendem Dyneemaanteil verbesserte sich die Strukturintegrität [27].

Thuis studierte CF/AF Hybridgewebeprepreg, das mit Kohlenstoff-UD-Prepreg in axialer Richtung verstärkt wurde. Lamine mit zwei Hybridgewebelagen an der Wandinnen- und Wandaußenseite sowie drei 0°-CF Lagen in der Wandmitte zeigen die beste Strukturintegrität bei einer spezifischen Energieabsorption von 100 bis 115 J/g [28]. Auch die Probentriggerung wurde durch Verkürzen unterschiedlicher Laminatlagen im Aufprallbereich untersucht. Vorteilhaft ist eine Triggerform, die durch entsprechend gekürzte Einzelschichten eine 45°-Fase ausbildet.

Farley [54] erreichte mit einem Thornell 300-Kevlar 49/EP 934  $[+45^{\text{H}}_{\text{F}}/0^{\text{Gr}}_{5\text{T}}]_{\text{S}}$  Laminat eine massenspezifische Energieabsorption von etwa 120 J/g. Durch die Variation der in Wandmitte liegenden  $0^{\circ}$  Lagen wurden nur geringfügige Änderungen erreicht. Bei einer Erhöhung der innenliegenden  $0^{\circ}$  Laminatlagen bis auf 24 erfolgte ein Abfall auf etwa 110 J/g. Die Strukturintegrität konnte durch den Aramidfaseranteil erheblich gesteigert werden. Eine an der Rohrrinnen- und -außenseite unter  $45^{\circ}$  angeordnetes AF-CF-Hybridgewebe konnte in Kombination mit 10 innenliegenden CF-Schichten ebenfalls 120 J/g erreichen. Durch eine Umkehr der Lagenfolge,  $0^{\circ}$ -CF außen und  $45^{\circ}$ -Hybridgewebe innen, sinkt  $E_{\text{S}}$  auf 30 J/g.

### 2.2.6 Einfluss der Prüfgeschwindigkeit

Ein Großteil der Untersuchungen über unterschiedliche Belastungsgeschwindigkeiten wurde auf Universalprüfmaschinen unter quasi-statischen Bedingungen mit Geschwindigkeiten von wenigen Millimetern pro Minute durchgeführt. Zur Untersuchung des Geschwindigkeitseinflusses auf das Crashverhalten wurden identische Bauteile dynamischen Crashtests mit hohen Geschwindigkeiten auf Falltürmen, Katapultanlagen oder schnellen servohydraulisch oder elektrisch angetriebenen Prüfmaschinen untersucht. Die dabei festgestellten Geschwindigkeitseinflüsse sind nicht eindeutig.

Satoh verzeichnete ein abnehmendes Kraftniveau bei steigender Belastungsgeschwindigkeit an CF/PEEK Proben und führt dies auf Wärmeentwicklung und Reibungsverhältnisse in der Crashzone bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten zurück. Die spezifische Energieabsorption verringert sich von 200 J/g bei 0,4 mm/min auf 150 J/g bei 50 mm/min. Auch Ramakrishna berichtet von einer Halbierung der spezifischen Energieabsorption von CF/PEEK, wenn anstatt einer quasi-statischen Belastungsgeschwindigkeit die Prüfgeschwindigkeit 8,5 m/s beträgt [51]. Dies wird auf die verringerte Bruchzähigkeit bei höheren Dehnraten zurückgeführt.

Hull beobachtete im Geschwindigkeitsbereich zwischen 0,4 und 2000 mm/sec an GF/VE Rohren keine nennenswerten Unterschiede [8]. Dagegen wurde bei der Prüfung von Glasgewebe/PE Rohren mit unterschiedlichem Verhältnis von Umfangs- zu Axiallagen eine Abnahme der dynamischen Werte bei steigendem Axialfaseranteil verzeichnet.

Thornton verzeichnete keine Änderung der Energieabsorption zwischen 0,04 und 8,5 m/s an CF/EP- und GF/EP-Rohren [20]. Ramakrishna hingegen konnte an CF-Gestrick/EP Rohren mit zusätzlich eingelegten CF-UD Lagen bei quasi-statischen

Tests gegenüber 13 m/s Aufprallgeschwindigkeit 25 % höhere Werte erzielen (vgl. Bild 2.9) [53].

Farley [17] beobachtete eine steigende Energieabsorption bei höherer Belastungsgeschwindigkeit bei CF/EP Rohren mit  $[\pm\theta]_3$ -Orientierung, während eine  $[0/\pm\theta]_2$ -Orientierung geschwindigkeitsunabhängig war. Die Prüfgeschwindigkeit wurde zwischen 0,01 und 12 m/s variiert.

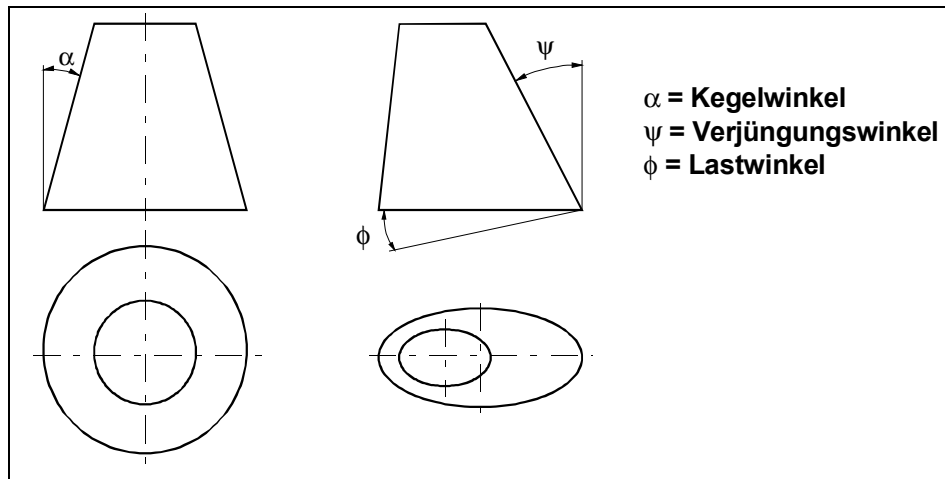
Weitere Untersuchungen an duromeren FKV zeigen in quasi-statischen Druckversuchen gegenüber dynamischen Belastungen eine bis zu 30 % höhere Energieabsorption [18], [24], [30], [53].

Es kann somit festgestellt werden, dass die Prüfgeschwindigkeit das Energieabsorptionsverhalten von CF/PEEK negativ beeinflusst. Bei duromeren FKV kann keine eindeutige Aussage hinsichtlich der Geschwindigkeitsabhängigkeit gemacht werden. Solange keine wissenschaftlich belegbaren Nachweise für das geschwindigkeitsabhängige Kraftniveau bei Crashversuchen erbracht sind, ist für jede neue Werkstoffkombination eine experimentelle Untersuchung unter den in der kommerziellen Nutzung auftretenden Belastungsfällen unerlässlich.

## **2.3 Sonstige Crashabsorberstrukturen**

### **2.3.1 Kegelförmige Absorber**

Kegelförmige Absorber bieten den Vorteil, dass sie geometriebedingt selbsttriggernd sind. Der Kegel beginnt im Crashfall immer am kleinsten Querschnitt zu versagen und die Crashlast vergrößert sich mit zunehmendem Kegelquerschnitt. Wird der Kegelwinkel zu groß gewählt, tritt ein unkontrolliertes Versagen ein - die Kegelwand reißt und kann keine Energie mehr absorbieren [40]. Zudem absorbiert ein Kegel in gewissen Grenzen auch bei nicht axialen Crashvorgängen Energie. In [9] wurde dies an einer Kegelstruktur aus HMC nachgewiesen.



**Bild 2.10:** Kegel mit regelmäßiger (links) und außermittiger Geometrie

Flemming führte quasi-statische Versuche an außermittigen, ovalen Kegeln aus Hercules AS4/3501-6 CF/EP Prepregtape mit  $[\pm 45/0]_s$  Laminataufbau unter verschiedenen Aufprallwinkeln durch [52]. Der Verjüngungswinkel  $\psi$  betrug 1, 5 und  $10^\circ$ , der Lastwinkel 0, 5, 10 und  $20^\circ$ . Das Energieabsorptionsvermögen verringert sich mit steigendem Aufprallwinkel. Sobald der Lastwinkel  $\phi$  den Verjüngungswinkel  $\psi$  überschreitet, beginnt der Kegel zu kippen und die Crashlast fällt stark ab.

### 2.3.2 Doppelhutprofile

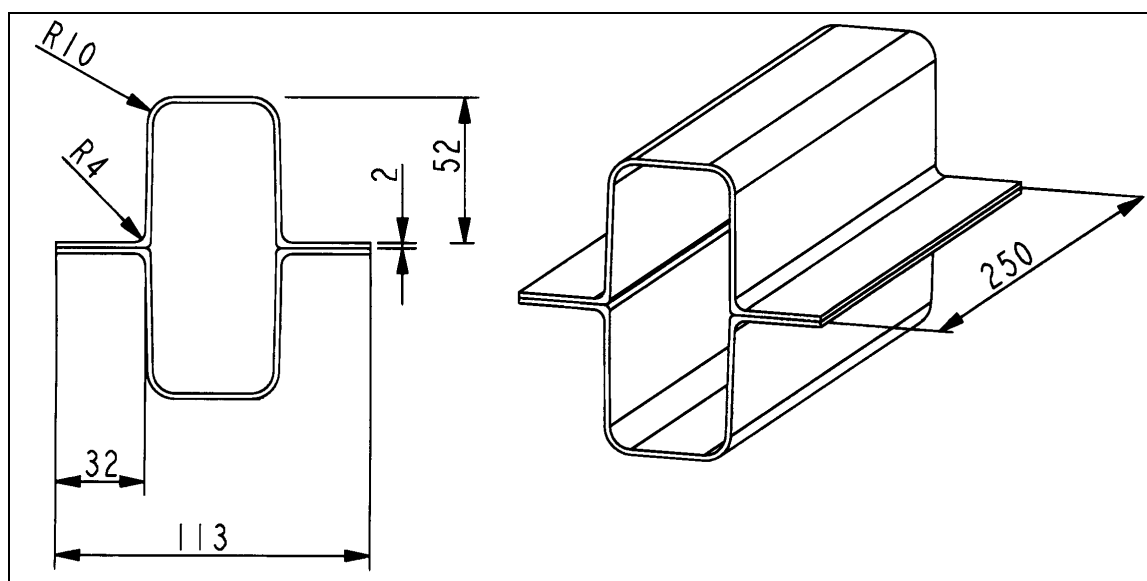
Doppelhutprofile bestehen aus zwei miteinander gefügten Halbschalen mit kreisrundem oder nahezu rechteckigem Querschnitt. In einer Versuchsreihe mit handlaminierten Profilen wurde das EA-Verhalten von CF-gewebeverstärkten Doppelhutprofilen mit unterschiedlichen Matrixsystemen untersucht [67]. Die Geometrie der Absorber ist in Bild 2.11 dargestellt. Die Aufprallgeschwindigkeit betrug 8 m/s.

**Tabelle 2.5:** Energieabsorption von CFK-Profilen bei 8 m/s Prüfgeschwindigkeit

Faser	Matrix	t [mm]	$E_s$ [J/g]
CF-Gewebe $(0^\circ/90^\circ)_5$	Araldit LY/HY 5052, Ciba Geigy	1,9	38,7
CF-Gewebe $(0^\circ/90^\circ)_5$	PA 6 Durethan, Bayer	1,9	54,7
CF-PEEK $(0^\circ/90^\circ)_8$	Mischgewebe	2,2	51,7



Wie aus Tabelle 2.5 ersichtlich ist, konnte mit der Polyamid 6-Matrix erheblich mehr Energie absorbiert werden als mit der EP-Matrix. Das Versagensverhalten war bei allen 3 Matrixsystemen gleich, das Material wurde stark fragmentiert. Bei der vergleichsweise spröden EP-Matrix wurden nach dem Versuch der Crashfront vorausseilende Risse festgestellt, welche die Druckfestigkeit des Laminats reduzieren. Bei PA6 und PEEK trat dies wegen den duktileren und somit risshemmenden Matriceigenschaften in weitaus geringerem Maße auf.



**Bild 2.11:** Doppelhutgeometrie

## 2.4 Crashproblematik im Fahrzeugbau

### 2.4.1 Anwendungsbeispiele aus dem KFZ-Bereich

In den letzten Jahren ist das Leergewicht neuer Modelle durch höhere Komfortansprüche und verbesserte Crashtaughigkeit in Verbindung mit gesteigerter Insassensicherheit permanent gestiegen. Auch der Einsatz von Leichtmetallen in der Karosseriestruktur führte nicht zu einer signifikanten Gewichtsabnahme.

Somit wird deutlich, dass für die Gewichtsreduktion entweder konsequent auf Komfort und Ausstattung verzichtet oder neue, leichtere Werkstoffe eingeführt werden müssen. Aktuelle Beispiele sind thermoplastische Kotflügel, Streuscheiben für Frontscheinwerfer aus Polycarbonat und Kofferraumklappen aus GMT oder SMC. Der nächste Schritt ist der Serieneinsatz von Faser-Kunststoff-Verbunden in tragenden Fahrzeugstrukturen. Aus diesem Grund wurden bereits mehrere

Forschungsarbeiten und Studien zum Thema Energieabsorption mit Faser-Kunststoff-Verbunden in energieabsorbierenden Strukturen von Fahrzeugen durchgeführt.

#### 2.4.2 MOSAIK

DSM und Renault entwickelten im Rahmen des MOSAIC-Projektes (Materials Optimisation for a Structural Innovative Automotive Concept) für den Renault Clio eine komplette Vorderwagenstruktur aus HMC (High Modulus Compound), einem DSM Polyester/Vinylester Hybridharz mit 45 % Glasfaseranteil. Die Faserlänge beträgt 25 mm.

Die gesamte Einheit besteht aus neun miteinander verklebten Teilen, gegenüber mehr als 80 Einzelteilen bei einem vergleichbaren Stahlbauteil. An kritischen Verbindungsstellen wurde die Verklebung zusätzlich mit Nieten verstärkt. Die Gewichtseinsparung gegenüber der Stahlversion beträgt 30 % [9].



**Bild 2.12:** FKV-Vorderwagenstruktur aus HMC

### 2.4.3 CARMAT

Umfangreiche Arbeiten zur Anwendung von Faser-Kunststoff-Verbunden, speziell in crashbeanspruchten Fahrzeugstrukturen, wurden im EUREKA Verbundprojekt EU 13 – CARMAT 2000 bei der BASF AG durchgeführt. Im Rahmen dieses Projektes wurde ein FKV-Crashelement in die Vorderwagenstruktur eines Citroen AX integriert. Im Vorfeld wurden verschiedene Anbindungskonzepte erarbeitet, auf die hier nicht weiter eingegangen werden soll. Die veröffentlichten Untersuchungen wurden mit nassgewickelten E-Glas/Vinylesterharz Rohrproben und rückseitiger Anbindung an einen Fahrzeuglängsträger aus Stahl durchgeführt. Impaktorseitig war das Rohr mit einer Fase getriggert. Weitere Anbindungssysteme für Stoßfänger, Frontends, etc. waren nicht angebaut. Zu Vergleichszwecken wurde der bestehende Stahllängsträgerabschnitt getestet, wobei dessen massenspezifische Energieabsorption mit 8,6 J/g ermittelt wurde. Die GF/VE-Rohre erreichten 44 J/g.

### 2.4.4 FRS - Fibre Reinforced Structure

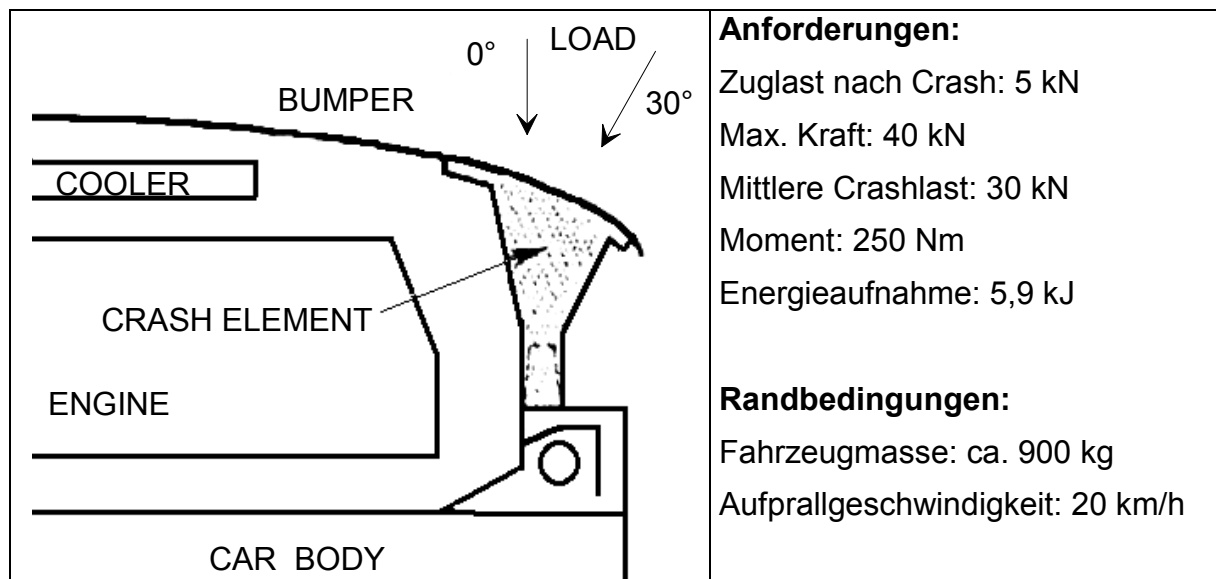
Ford USA entwickelte Stehbleche und Längsträger der Frontpartie eines Kompaktfahrzeugs aus FKV. Verarbeitet wurden Schnittglasmatten und 0/90° Endlosglasfasern. Die Vinylestermatrix wurde in einem HSRTM Prozess (High Speed Resin Transfer Moulding) injiziert.

Motorhaube und Kotflügel waren bei diesem Projekt in energieabsorbierendem Sandwichaufbau aus GF-PU mit Papierwabenkern hergestellt. In Komponententests erreichte die Sandwichmotorhaube im Vergleich zur Stahlversion die doppelte Energieabsorption. Bei Crashversuchen wurden geringere Peaklasten, geringere Stirnwandintrusion und kleinere Lenksäulenbewegung gegenüber dem Fahrzeug in Stahlausführung gemessen [10].

Die Herstellungsverfahren weisen zwar ausreichendes Serienpotenzial auf, es besteht jedoch noch Entwicklungsbedarf an wirtschaftlicheren Fertigungs- und Fügemethoden, sowie der Herstellung von Class-A Oberflächen.

### 2.4.5 High Performance Polyethylen/3D Glasfaser Crashelement

Ebenfalls für die Vorderwagenstruktur eines Kraftfahrzeuges wurde ein Crashelement aus 3D-Glasgewebe mit Außenlagen aus High Performance Polyethylen (Dyneema SK 60) entwickelt [11]. Als Matrixwerkstoff wurde EP verwendet. Hauptanforderungen waren die serientaugliche Herstellbarkeit, Off-Axis Crashtaughigkeit sowie Strukturintegrität nach dem Crash.



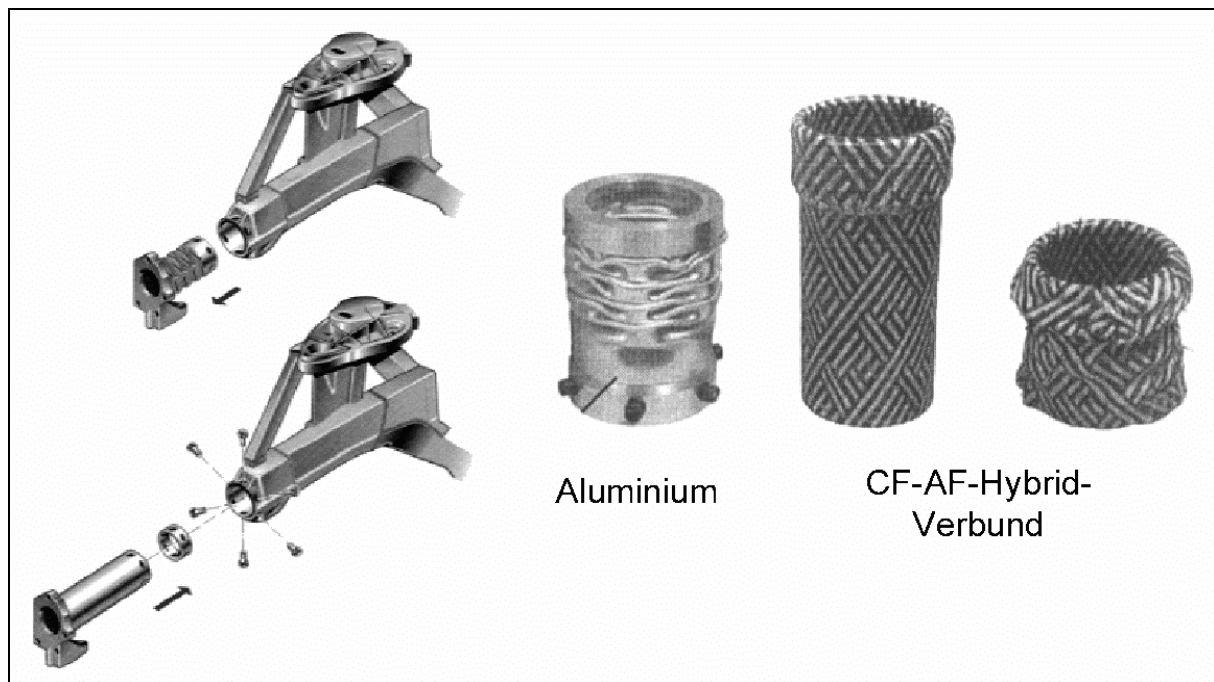
**Bild 2.13:** Frontend Konzept mit HPPE/3D Glasfaser Crashelement

Die spezifische Energieabsorption lag im Bereich von 17 J/g. Nach dem Crash konnte noch eine Restzugkraft von 5 kN übertragen werden. Im statischem Druckversuch sank das Kraftniveau geringfügig von 34 kN bei Frontalbelastung auf 28 kN bei 30° Lastrichtung ab. Ein stärkerer Abfall war bei einem Frontalcrash bei einer Prüfgeschwindigkeit von 5,6 m/s zu beobachten. Bedingt durch instabiles Versagen an der hinteren Konusanbindung fiel das mittlere Kraftniveau auf 24 kN ab.

#### 2.4.6 AUDI A8 CF/AF-Hybridcrashelement

Audi AG stellt in [44] einen crashkompatiblen, rohrförmigen Hybrid-FKV-Träger aus AF-CF/EP für das Modell A8 vor. Dieses Deformationselement kann das derzeit in Serie eingesetzte Aluminiumcrashelement (Bild 2.14) ersetzen und dient der Crashenergieabsorption bis zu einer Aufprallgeschwindigkeit von 20 km/h. Das im Wickelverfahren hergestellte Crashelement besteht aus 45 % Toray T300J Kohlenstoff- und 55 % Twaron HM Aramidfasern.

Die Energieabsorption erfolgt im Stülpverfahren. An einem speziellen Aluminium-Gussflansch mit integriertem Hohlkehlentrigger wird das Laminat um 180° umgestülpt und fließt wieder auf dem unzerstörten Material zurück, wobei zusätzlich Energie durch Reibung absorbiert wird. Die Aramidfasern sorgen für die notwendige Strukturintegrität.



**Bild 2.14:** Audi A8 Längsträgercrashelement

Gegenüber der Aluminiumlösung konnte das Gewicht um 40 % verringert und die Energieabsorption um 10 % erhöht werden. Das Versagensverhalten des Gesamtsystems wurde mit LS-DYNA3D, PAM-Crash und ANSYS berechnet, konnte aber nur qualitativ und nicht quantitativ dargestellt werden. Hierzu sind noch intensive Weiterentwicklungen der für FKV verfügbaren Materialmodelle erforderlich.

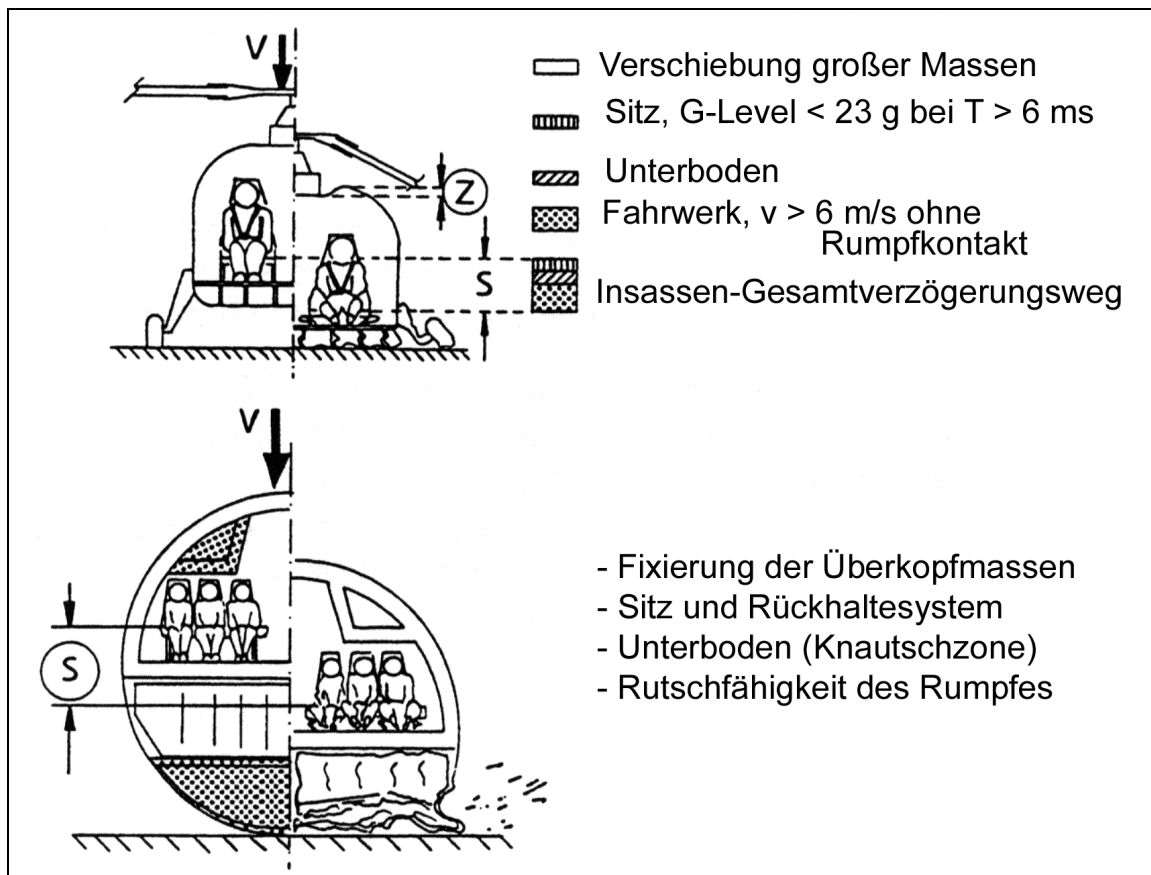
#### 2.4.7 Tonen Corp. FKV-Prototyp

Die japanische Tonen Corporation stellte einen FKV Fahrzeugprototypen her, um das Potenzial von Faser-Kunststoff-Verbunden darzustellen. Die verwendeten EP-Prepregs basierten auf UD-CF-Fasern, CF- und AF-Gewebe. Für Sandwichaufbauten wurde ein hexagonaler Aramidhoneycomb-Kern eingesetzt.

Das Deformationsverhalten der Fahrgastzelle wurde mit PAM-Crash simuliert. Die hierfür erforderlichen Materialdatensätze wurden in Zug-, Druck und Biegeversuchen ermittelt. Vor der Simulation der Fahrgastzelle wurden die verwendeten Materialmodelle an ausgewählten Strukturelementen, die einer Crashprüfung unterzogen wurden, kalibriert. Dank des ständigen Abgleichs von Simulationsergebnissen und Komponentenversuchen zeigte der Vergleich von Berechnung und Experiment an der Gesamtstruktur für den seitlichen Pfahlaufprall als auch für den Frontalcrash eine gute Übereinstimmung [7], [49].

## 2.5 Luftfahrt

Bei Luftfahrzeugen müssen verschiedene Strukturbereiche, wie Fahrwerk, Unterboden und Sitz, beim Unfall kontrolliert Energie absorbieren, um das Überleben der Insassen bei einem Unfall sicherzustellen. Die Kabine selbst wird als Sicherheitszelle ausgelegt, die auch dem Einschlag schwerer Massen, wie z. B. dem über der Fahrgastzelle angeordneten Antriebsaggregat bei Helikoptern oder Gepäck im Stauraum über den Sitzen standhält.



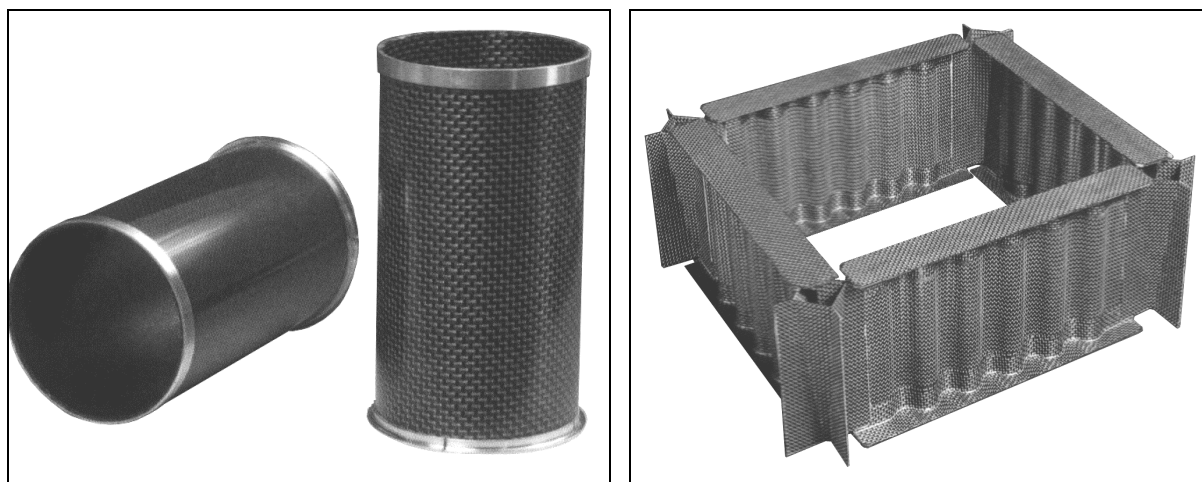
**Bild 2.15:** Energieabsorption bei Fluggeräten [4]

Während Großraumflugzeuge genügend stauchbare Unterbodenstruktur aufweisen, haben Helikopter und Sportflugzeuge nur einen sehr begrenzten Verzögerungsweg zur Verfügung. Dies erfordert ein äußerst effektives Crashenergiemanagement unter Einbeziehung aller unter dem Insassen angeordneten Strukturen.

Passagierflugzeuge müssen die Anforderungen der Federal Aviation Regulations erfüllen. Hier ist bei bestimmten Notlandebedingungen zu gewährleisten, dass die Passagiere keine schweren Verletzungen erleiden. Dies ist in entsprechenden Versuchen nachzuweisen. Dabei dürfen die maximalen Verzögerungswerte in

horizontaler Richtung 26 g und in vertikaler Richtung 19 g nicht überschreiten, zusätzlich soll die Strukturintegrität des Rumpfes erhalten bleiben [5].

Bild 2.16 zeigt ein von der NLR entwickeltes Crashelement aus CF-AF/EP für das Buglandegestell eines Hubschraubers. Oberhalb einer kritischen Aufprallgeschwindigkeit beim Landen soll das Bauteil gezielt versagen und die dabei auftretende Aufprallenergie absorbieren. Die selbe Aufgabe sollen im Unterbodenbereich von Hubschraubern und Flugzeugen die in Bild 2.16 gezeigten kreuzförmigen Strukturknoten übernehmen [74].



**Bild 2.16:** Crashelement für das Buglandegestell (links) und die Unterbodenstruktur eines Hubschraubers

## 2.6 Anbindung von FKV Crashelementen an umliegende Strukturen

Die Einleitung eines stabilen Crashvorgangs wird neben der Triggerung auch von der Steifigkeit des der Crashfront gegenüberliegenden Werkstoffs beeinflusst. Eine progressiv fortschreitende Crashfront kann sich nur an einem ausreichend steifen Gegenkörper z. B. aus Stahl oder Aluminium ausbilden. Crashversuche an EA-Strukturen erfolgen fast ausschließlich zwischen den Stahlplatten der jeweiligen Prüfmaschinen. Bei einer weicheren Platte kann sich aber der Versagensmode ändern, so dass uneffektivere EA-Mechanismen auftreten können. Bei quasi-statischen Versuchen an GFK-Rohren, die gegen Sperrholz anstatt Stahl gecrasht wurden, erhöhte sich die Peaklast am Versuchsbeginn um 75 % [39]. Dies kann zu einem sofortigen katastrophalen Versagen des Absorbers führen.

Die Vielzahl der bei einem Fahrzeugcrash beteiligten Baugruppen schaffen eine vergleichbare Problematik. Kegelförmige Geometrien sind hiervon weniger betroffen,

da sich die Schadensausbreitung immer am kleinsten und somit schwächsten Querschnitt vollzieht.

Die Verbindung zu umliegenden Strukturen muss im Reparaturfall einen Austausch der beschädigten Baugruppen an geeigneten Schnittstellen ermöglichen. Dies können z. B. Aluminiumknoten sein, die für rohrförmige EA-Elemente eine steife Prallfläche bieten, an der sich eine stabil ausbreitende Crashfront bilden kann.

Geeignete Verbindungstechniken für die Anbindung an die Peripherie sind Niet- und Klebeverbindungen. Bei Verbindungen, die eine definierte Versagenslast erfordern, sind Klebeverbindungen wegen wechselnder Festigkeiten durch Alterungsvorgänge, Temperatureinwirkung und Dehnratenabhängigkeit nicht anwendbar. Mit Nietverbindungen ist die Versagenslast gezielt einstellbar [44].

## **2.7 Umwelteinflüsse**

Für Kunststoffe sind neben der Temperatureinwirkung, auf die in Kapitel 2.8 gesondert eingegangen wird, folgende Einwirkungen von Bedeutung:

- UV-, IR- und Röntgenstrahlung
- Mikroorganismen, Bakterien, Pilze etc.
- Hohe Luftfeuchtigkeit und Wasser
- Chemikalien
- Ozon und Sauerstoff

Kunststoffe sind zwar in der Regel nicht anfällig für mikrobiologische Angriffe, niedermolekulare Zusätze wie Weichmacher, Stabilisatoren oder Antioxidantien können sich jedoch in oberflächennahen Schichten ansammeln und das Wachstum von Mikroorganismen fördern. Dadurch werden sowohl die Transparenz, als auch die optische Erscheinung beeinträchtigt. Mechanisch tritt zusätzlich eine Versprödung ein. Die Wachstumsrate ist stark abhängig von Wärme und Feuchtigkeit und kann durch fungizide bzw. biozide Additive unterbunden werden. Richtlinien zur Prüfung von Pilz- und Bakterienbefall finden sich in den ASTM-Standards G 21 und G 22 [85].

Aufgabe der Kunststoffmatrix ist neben der Lasteinleitung auch der Schutz der lasttragenden Fasern vor Umwelteinflüssen. Harzreiche Außenschichten bewirken, dass Feuchtigkeit nur langsam in den FKV, und hier vor allem zwischen die einzelnen Faserlagen, eindiffundieren kann, wo es dann zur Beeinflussung der



Faser-Matrix-Haftung kommt. Ramakrishna berichtet über eine um bis zu 45 % verminderte Energieabsorption von glasgewebeverstärktem Epoxid nach 3000 Stunden Auslagerungszeit in 80°C warmem Wasser. Der Feuchtigkeitsgehalt stieg dabei auf fast 2 % [51].

Bei der Kombination von CFK mit Metallen muss beachtet werden, dass Kohlenstoff zusammen mit unedleren Metallen bei Anwesenheit eines Elektrolyts ein Lokalelement bildet. Dabei können Korrosionsschäden auftreten. Direkt mit CFK in Kontakt stehende metallische Strukturen müssen daher mit Korrosionsschutz versehen werden.

UV-Strahlung führt zur Festigkeitsreduktion, insbesondere bei Aramidfasern, die durch eingefärbte Matrixwerkstoffe oder zusätzliche Lackschichten geschützt werden müssen.

## **2.8 Temperatureinfluss auf das Crashverhalten von FKV-Bauteilen**

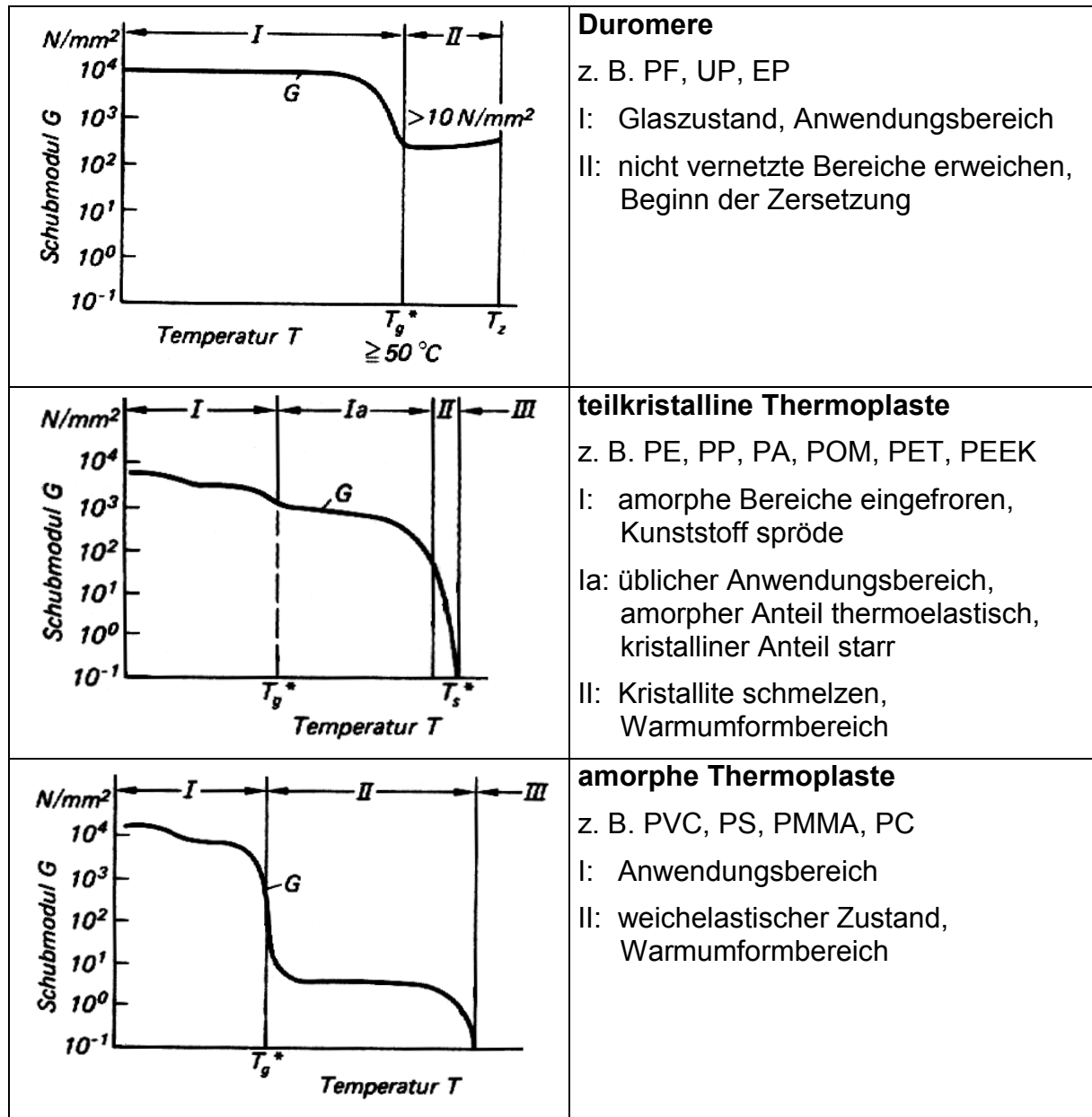
In dem für Automobilanwendungen relevanten Temperaturbereich ändern sich die mechanischen Eigenschaften der typischen Verstärkungsfasern, Kohlenstoff-, Aramid- und Glasfasern, nicht. Die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Kennwerte wird somit maßgeblich von der Matrix bestimmt. Die Dauergebrauchstemperatur von Polyethylenfasern hingegen liegt bei maximal 90 °C, so dass mit negativen Auswirkungen auf den FKV aufgrund des Faserwerkstoffs gerechnet werden kann.

### **2.8.1 Thermisches Verhalten von Kunststoffen**

Die thermomechanischen Eigenschaften von Kunststoffen werden im wesentlichen durch zwei Temperaturkennwerte charakterisiert: die Glasübergangstemperatur  $T_G$  und die Schmelztemperatur  $T_S$ . In Bild 2.17 ist schematisch der Schubmodul unterschiedlicher Kunststofftypen in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt.

Die physikalischen Eigenschaften eines Kunststoffes werden von Gestalt, Größe und Ordnung seiner Makromoleküle bestimmt. Die Makromoleküle liegen entweder räumlich vernetzt oder in linearen bzw. verzweigten Ketten vor. Bei Duromeren sind die Makromoleküle räumlich vernetzt und über starke Hauptvalenzbindungen allseitig fest miteinander verankert. Dagegen sind die Makromoleküle der Thermoplaste in Verfilzungen und Kristalliten durch Sekundärbindungen fixiert. Bei niederen Temperaturen wird dadurch das Abgleiten der Makromoleküle erschwert. Beim

Erwärmen werden die Sekundärbindungen an festliegenden Umwandlungspunkten durch die Wärmeenergie, die die Moleküle zunehmend in Schwingungen versetzt, überwunden und es tritt eine Erweichung oder Verflüssigung ein.



**Bild 2.17:** Mechanisches Verhalten von Kunststoffen bei Temperatureinfluss [31]

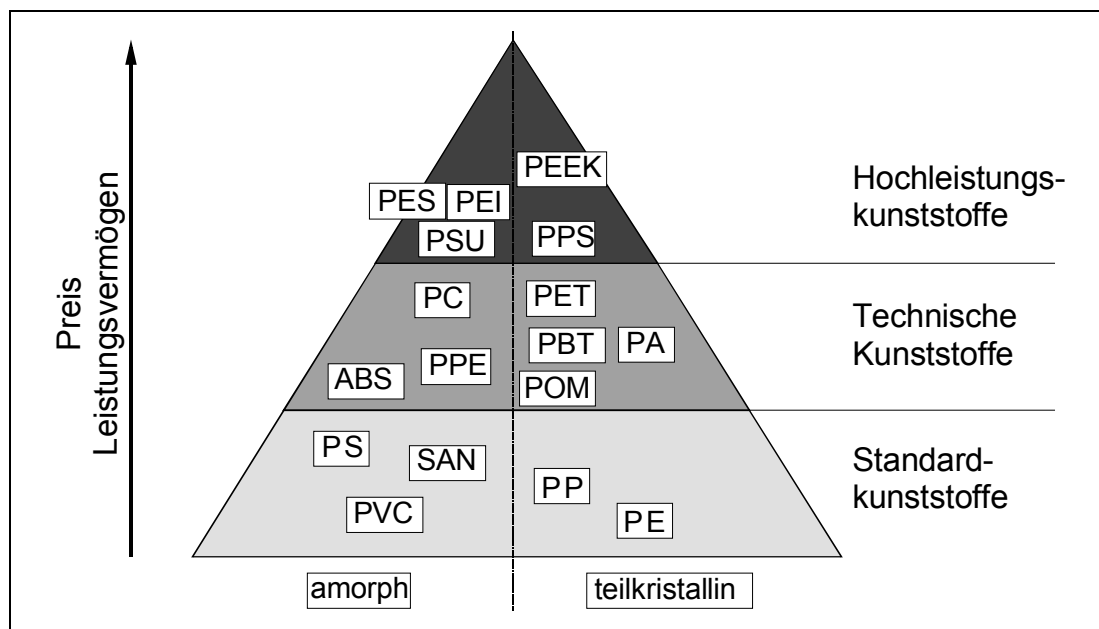
Oberhalb  $T_G$  folgt bei Duromeren und amorphen Thermoplasten der weich- oder zähelastische Bereich, wobei sich die mechanischen Eigenschaften des Kunststoffs deutlich verschlechtern. E-Modul und Festigkeit fallen stark ab und die Dehnung nimmt zu. Ihr Anwendungsbereich ist unterhalb  $T_G$  angesiedelt. Bei teilkristallinen

Thermoplasten bezeichnet  $T_G$  die Glasübergangstemperatur der amorphen Anteile. Die Anwendungstemperatur kann auch oberhalb von  $T_G$  angesiedelt sein, der Werkstoff zeigt dann ein zähelastisches Verhalten.

Mit Erreichen der Schmelztemperatur weisen Thermoplaste ein viskoses Fließverhalten auf. Bei Duroplasten erweichen ab Erreichen der Glasübergangstemperatur die nicht vernetzten Bereiche und der Werkstoff kann in gewissen Grenzen umgeformt werden, es tritt aber kein Fließen auf. Die mechanische Festigkeit bricht beim Erreichen der Zersetzungstemperatur zusammen.

Thermoplaste können entsprechend ihrer Leistungsmerkmale, und ihres Preises, in drei Gruppen eingeteilt werden (vgl. Bild 2.18).

- Die Gruppe der Standardkunststoffe mit niedrigen Preisen und hoher Verfügbarkeit
- Technische Kunststoffe für mechanisch und thermisch höher beanspruchte Bauteile
- Hochleistungsthermoplaste für spezielle Einsatzgebiete, die aufgrund des hohen Werkstoffpreises überwiegend in Luft- und Raumfahrt anzutreffen sind.



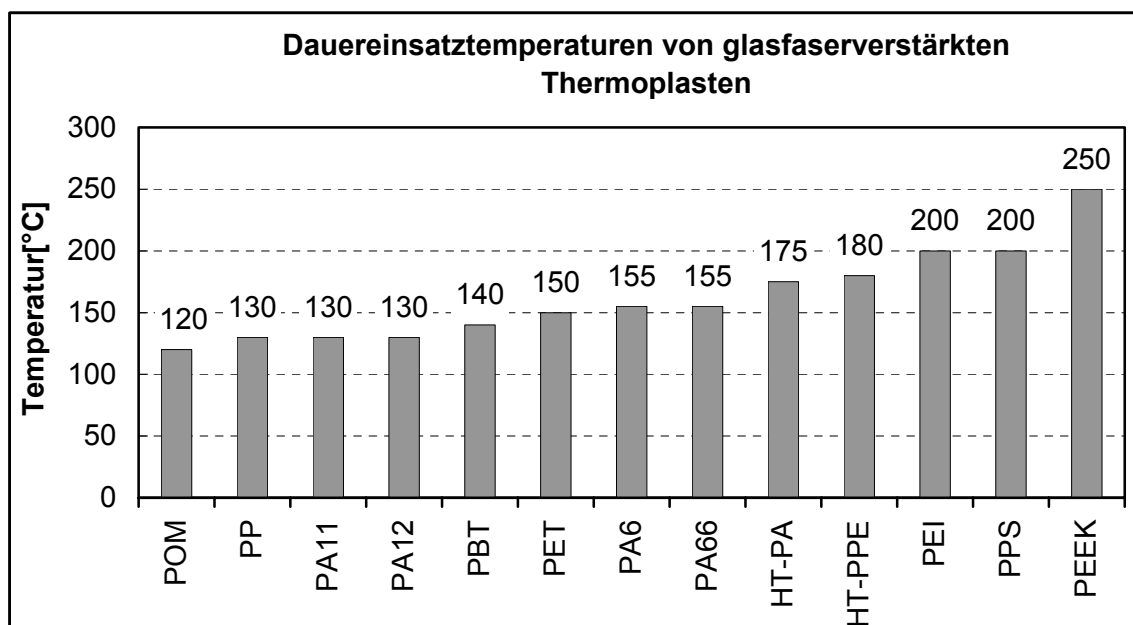
**Bild 2.18:** Klassifizierung der thermoplastischen Kunststoffe

### 2.8.2 Thermisch belastete Kunststoffbauteile im Fahrzeugbau

Die in den vorangehenden Kapiteln gezeigten Beispiele für FKV in energieabsorbierenden Strukturen belegen das Potenzial dieser Werkstoffgruppe und auch den Willen der Industrie, diese zur Steigerung der passiven Sicherheit und der Gewichtsreduzierung einzusetzen.

Kraftfahrzeugstrukturen werden in der Regel für Einsatztemperaturen von -35 bis 100 °C ausgelegt [83], [84]. Bauteile mit Motorkontakt, wie Ansauganlagen aus spritzgegossenem GF/PA66, müssen Einsatztemperaturen bis 150 °C ertragen [82]. Umgebungseinflüsse wie Feuchtigkeit und aggressive Medien sind ebenfalls zu beachten und durch entsprechende Sicherheitsfaktoren bei der Auslegung zu berücksichtigen.

Thermoplaste neigen zur Oxidation, wenn sie höheren Temperaturen ausgesetzt sind. Dieser Alterungsprozess durch den Luftsauerstoff wird durch eine Verkürzung der Molekülketten hervorgerufen. Die zur Ermittlung der thermischen Beständigkeit anwendbaren Methoden sind in DIN IEC 216 beschrieben. Bild 2.19 zeigt die in den Bosch-Stoffnormen angegebenen Dauereinsatztemperaturen für Thermoplaste, die für den Einsatz im Motorraum freigegeben sind [111].



**Bild 2.19:** Einsatztemperaturen von glasfaserverstärkten Thermoplasten im Motorraum

Bei der Ermittlung der Dauereinsatztemperatur darf der Zugfestigkeitsverlust bei unverstärkten Thermoplasten maximal 50 %, bei verstärkten Thermoplasten maximal 20 % nach jeweils 5000 Stunden betragen. Im Vergleich hierzu werden für die Formbeständigkeit in der Wärme nach Martens (DIN 53 458), Vicat (DIN 53 460) oder ISO/R 75 (DIN 53 461) wesentlich höhere Temperaturgrenzen ermittelt. Diese liegen gegenüber der Dauergebrauchstemperatur über einen Zeitraum von 10.000 Stunden z. T. über 100 °C höher [32].

Bei der Dimensionierung eines Crashelementes sind hinsichtlich des Kraftniveaus enge Grenzen gesetzt, da ein bestimmter Energiebetrag innerhalb einer vorgegebenen Deformationslänge abgebaut werden muss. Somit sind Sicherheits-faktoren bei der Versagenslast nur begrenzt anwendbar. Eine zu hohe Versagenslast kann zu unerwünscht hohen Insassenverzögerungen führen oder die hinter dem Crashelement angeordneten Bauelemente zerstören. Eine zu geringe Versagenslast bewirkt, dass sich zwangsläufig die Deformationslänge und damit auch der Bauraum erhöhen muss, um die gegebene kinetische Energie zu verzehren.

Da generell alle Kunststoffe mit steigender Temperatur Festigkeitsverluste aufweisen und die Prognose des Versagensverhaltens eines Faser-Kunststoff-Verbundes bei erhöhter Temperatur schwer möglich ist, sind entsprechende Versuche unerlässlich.

## **2.9 Stand der Technik bei der Crashprüfung unter Temperatureinfluss**

Temperaturabhängige Crashkennwerte wurden bislang nur unter quasi-statischen Versuchsbedingungen auf Universalprüfmaschinen mit temperierbarer Klimakammer durchgeführt. Die Ergebnisse werden an dieser Stelle kurz zusammengefasst.

Hamada prüfte den Temperatureinfluss auf das Crashverhalten von CF/PEEK Rohren mit 0° Faserorientierung [33]. Unterhalb von -60 °C versagten die Proben katastrophal durch extrem sprödes Bruchverhalten. Oberhalb von -60 °C war eine Zunahme der spezifischen Energieabsorption von 168 auf ein Maximum von 245 J/g bei -10 °C festzustellen. Bis 150 °C erfolgte dann ein Abfall auf 75 J/g. Während der Biege-E-Modul im Bereich von -50 bis 150 °C relativ konstant bleibt, tritt bei der Biegefestigkeit ein merklicher, annähernd linearer Abfall von etwa 2500 auf 1200 MPa auf. Es besteht offensichtlich in gewissen Grenzen ein Zusammenhang zwischen Biegefestigkeit und Crashmittelspannung.

Bei tiefen Temperaturen treten durch das Verspröden der PEEK-Matrix größere Längsrisse auf, wodurch mehr Vorschädigungen entstehen. Mit steigender Temperatur wird die Matrix duktiler, so dass im Bereich zwischen -10 bis 20 °C die höchste Energieabsorption bei einem Maximum an Faser- und Matrixbrüchen bei minimaler Vorschädigung erreicht wird. Eine weitere Steigerung der Temperatur bewirkt ein stärkeres Aufspleißen der Rohrwand, der Biegeradius an der Crashfront vergrößert sich und es werden weniger energieabsorbierende Brüche initiiert.

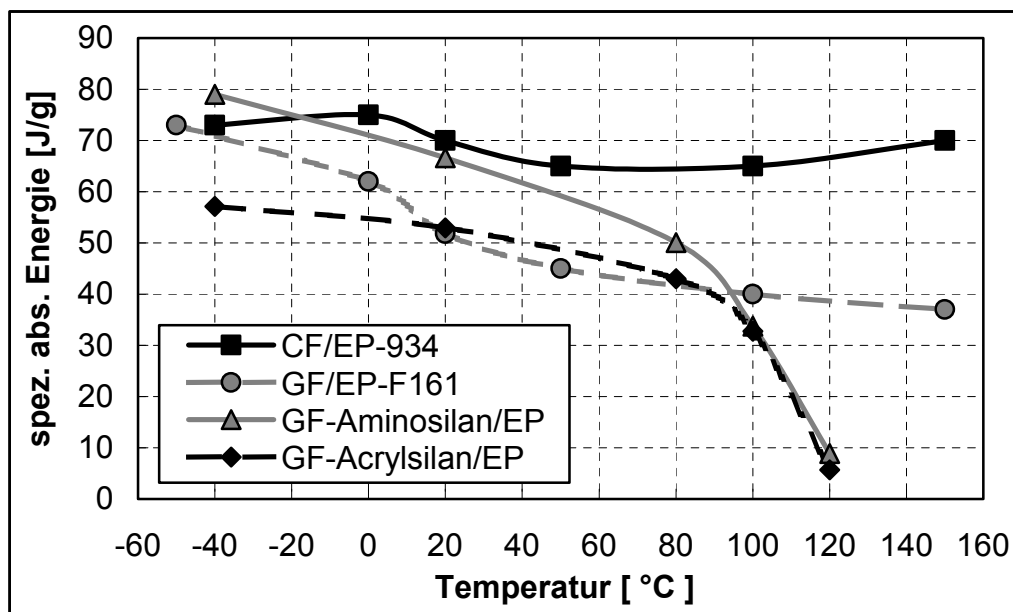
Bei T300 Kohlenstofffasern in einer EP 934 Matrix wurde bei -200 bis +150 °C die spezifische Energieabsorption mit 50 bis 70 J/g ermittelt. Das Maximum wurde bei 0 °C festgestellt [20]. Dagegen zeigen Untersuchungen mit GF/VE im Temperaturbereich zwischen -150 und +100 °C eine annähernd lineare Abnahme von 50 J/g auf 25 J/g [8].

In einer Versuchsreihe an GF/EP Gewebeprepregrohren wurde zwischen -140 und 150 °C trotz des duromeren Harzsystems eine deutliche Abnahme der Energieabsorptionseigenschaften festgestellt [71]. Dabei stellten sich unterschiedliche Versagensformen ein:

- bis 20 °C Laminatbiegung
- ab 80 °C transversales Schubversagen
- ab 100 °C nicht progressives Faltenbeulen

Es konnte zudem beobachtet werden, dass sich die Faserschlichte, Acrylsilan bzw. Aminosilan, auf die Energieabsorption auswirkt. Die für die spezifische Energieabsorption ermittelten Werte von Crashabsorbern mit EP-Matrix sind in Bild 2.20 dargestellt.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass bei faserverstärkten Kunststoffen das quasi-statische ermittelte Crashverhalten durch die jeweilig vorherrschende Temperatur beeinflusst wird. Im Allgemeinen werden hierfür die veränderten mechanischen Eigenschaften des Verbundes verantwortlich gemacht. Diese wiederum werden gerade im Druckbereich von den Matrixeigenschaften bestimmt. Wenn die Matrix erweicht, werden die Fasern nicht mehr ausreichend gestützt und die Druckfestigkeit sinkt. Dieses Verhalten ist grundsätzlich bei FKV sowohl mit thermoplastischer als auch duromerer Matrix zu beobachten, wobei in Crashanwendungen bislang nur PEEK-, EP- und VE-Matrizes untersucht wurden.



**Bild 2.20:** Spezifische Energieabsorption faserverstärkter Epoxide unter Temperatureinfluss bei quasi-statischer Belastung [20], [71]

Aufgrund der starken Abhängigkeit der Energieabsorption von Belastungsgeschwindigkeit und Temperatur sowie des sehr hohen Preises der PEEK-Matrix ist dieser Werkstoff für Crashelemente praktisch ohne Bedeutung. Technische Thermoplaste, die im Fahrzeugbau bereits fest etabliert sind, wurden bisher nur wenig, und unter erhöhten Einsatztemperaturen noch gar nicht untersucht. Dies erfolgt erstmalig im Rahmen dieser Arbeit.

In Verbindung mit der zusätzlich auftretenden Geschwindigkeitsabhängigkeit der Mittelkraft, deren Ursachen bislang noch nicht geklärt sind, müssen Crashversuche unter thermischer Belastung bei höheren Geschwindigkeiten durchgeführt werden. Nur so können die im realen Crashvorgang gegebenen Randbedingungen auch im Versuch berücksichtigt werden.

### **3 Konstruktion einer Klimatisierungseinrichtung für Crashversuche**

#### **3.1 Anforderungen an einen klimatisierten Crashversuch**

Bei der Prüfung temperierter Proben ist grundsätzlich darauf zu achten, dass sich an den Probekörpern ein gleichmäßiges Temperaturprofil einstellt, das bis zur Versuchsdurchführung gehalten werden kann. In Anlehnung an verschiedene Normen sind an die zu entwickelnde Klimatisierungseinrichtung folgende grundlegenden Anforderungen hinsichtlich der zeitlichen und räumlichen Konstanz der Probentemperatur als auch der Prüfraumtemperatur zu stellen:

- Temperaturkonstanz in der Temperierkammer:  $\pm 1 \text{ °C}$  [87]
- Temperaturunterschiede an der Probe:  $\pm 2 \text{ °C}$ , bei Temperaturen in Übergangsbereichen wie  $T_G \pm 0,5 \text{ °C}$  [86]

Weitere Hinweise zur baulichen Ausführung von Klimaprüfeinrichtungen finden sich in DIN 50011 [89]-[91]. Als wichtigste Auslegungsgröße für die Isolierschicht der Kammer dient die maximal zulässige Oberflächentemperatur, die an berührbaren Außenteilen  $60 \text{ °C}$  nicht überschreiten darf.

Die IVW Crashanlage hat eine horizontale Beschleunigungsstrecke, daher muss die Probe an der Kraftmessplatte befestigt werden. Anschließend ist das Wegsignal des Schlittens beim statischen Kontakt mit der Probe aufzuzeichnen. Der Zeitraum zwischen dem Einbau der Probe in die Anlage und dem Auslösen des Crashversuchs dauert daher mindestens 2 Minuten. In dieser Zeit erreicht eine vortempериerte Probe annähernd Raumtemperatur und eine erneute Temperierung der Probe nach dem Einbau bis unmittelbar vor dem Versuch wird notwendig.

#### **3.2 Konstruktive Lösung**

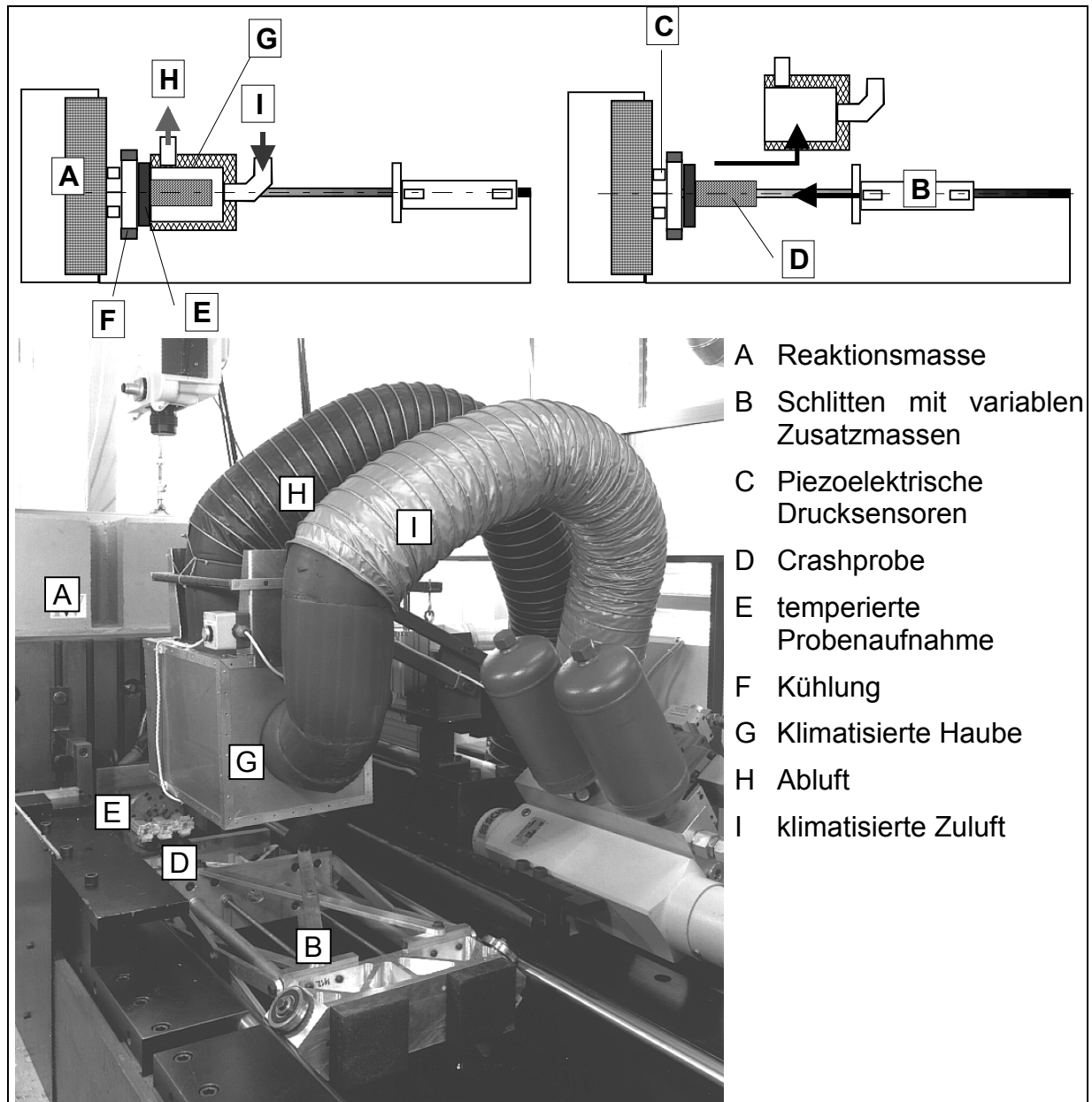
Um die Probe bis unmittelbar vor dem Crashversuch zu klimatisieren muss diese mit einer Haube abgedeckt werden. Die Abdeckhaube wiederum ist mit einem klimatisierten Luftstrom zu versorgen, der in einem Kälte-Wärme-Klimaprüfschrank der Firma Weiss Umwelttechnik, Typ SB22/160/80-S, erzeugt wird. Im Lastenheft sind die an die Temperievorrichtung gestellten Anforderungen aufgelistet.



**Tabelle 3.1:** Anforderungsliste an die Probentemperiereinrichtung

Nr.	Bedeutung	Anforderung
A1	F	Probekörpergröße 200mm x 200mm 400mm [b x h x l]
A2	F	Temperaturbeständigkeit des Konstruktionswerkstoffs -40 °C bis 180 °C
A3	F	Rel. Feuchte bis 98 %
A4	F	Schnelle Freigabe der Probe vor dem Crash (< 3 s)
A5	F	Anpassung an die bestehende Anlage (Einbauraum)
A7	F	Anschluss an das externe Klimagerät
A8	W	Korrosionsbeständig
A9	F	Dampfdicht
A10	F	Isolation (Verbrennungsgefahr, Energieverbrauch, Wärmeverluste)
A11	F	Keine Feuchtigkeitsaufnahme der Isolierung (Kondenswasser)
A12	W	Entkopplung der inneren und äußeren Wände (Vermeiden von Wärme bzw. Kältebrücken)
A13	W	Geringes Gesamtgewicht
A14	W	Kostengünstig
F = zwingend erforderlich		
W = Wunsch		

Als ideale Lösung erwies sich die in Bild 3.1 dargestellte Variante, bei der eine im Umluftbetrieb klimatisierte Haube über die an der Kraftmessplatte der Crashanlage befestigte Probe gestülpt wird. Die Haube wird, nachdem die Probe die gewünschte Temperatur erreicht hat, mit einer pneumatisch angetriebenen Lineareinheit von der Probe weggefahren und von einem weiteren Pneumatikzylinder über ein Parallelogrammgestänge aus dem Schlittenfahrweg herausgeschwenkt. In der oberen Endlage wird der Hubmechanismus arretiert, womit ein Absinken der Kammer verhindert wird. Die Endlage des Hubzylinders und das Auslösen der Arretierung werden über Reedkontakte abgefragt und an die SPS übermittelt, erst dann kann der Versuch gestartet werden.

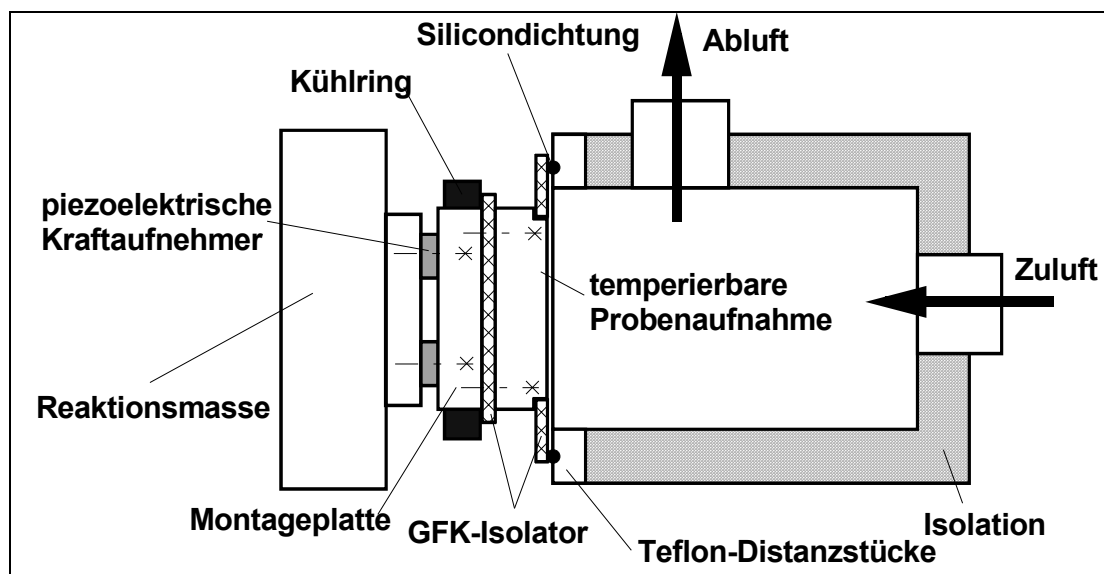


**Bild 3.1:** Prinzip eines Crashversuchs mit Probenklimatisierung

Die klimatisierte Haube ist über flexible, isolierte Rohre an den Kälte-Wärme-Klimaprüfschrank angeschlossen. Die Zuführung des klimatisierten Luftstroms erfolgt an der Haubenrückseite, die Abluftleitung ist an der Oberseite angeschlossen. Diese Luftführung bewirkt, dass der Luftstrom unmittelbar beim Eintritt in die Kammer auch ins Innere der zumeist offenen Rohrprofile gelenkt wird. Der Kammaraufbau ist in Bild 3.2 dargestellt.

Die innere Kammer besteht aus Edelstahlblech und ist dampfdicht verschweißt. Dies verhindert das Eindringen von Feuchtigkeit in die Isolationsschicht aus geschäumtem

Plattenmaterial (Armaflex HT), das eine Temperaturbeständigkeit bis 175 °C besitzt. Zum Schutz vor Beschädigungen der Isolationsschicht wird die Haubenaußenseite verkleidet. Die Armaflex-Isolationsschicht mit 60 mm Dicke gewährleistet, dass bei einer theoretisch möglichen Temperatur des Klimaprüfschranks von 180 °C die Außentemperatur der Kammer 40 °C nicht überschreitet. Äußere und innere Kammer werden mit Teflondistanzstücken an der vorderen Öffnung gegeneinander fixiert. Der erforderliche Anpressdruck zur Abdichtung an der Prallplatte wird von zwei Elektromagneten aufgebracht.

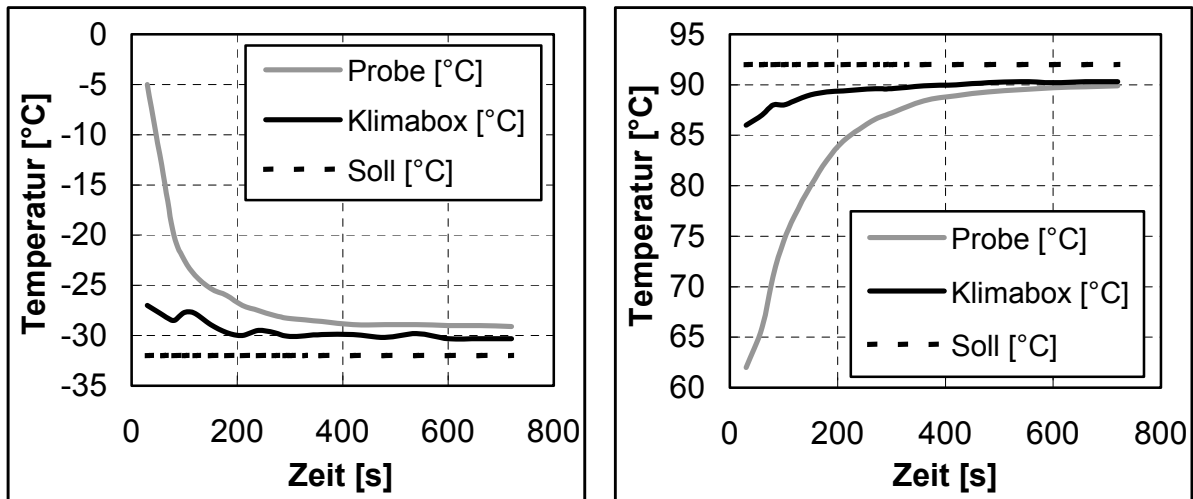


**Bild 3.2:** Skizze der temperierten Probenaufnahme und des Haubenaufbaus

Um eine Wärmeableitung von der Probe zur Prallplatte hin zu vermeiden, wird die Probenaufnahme temperierbar ausgeführt ( $T_{\text{Probenaufnahme}} = T_{\text{Probe}} = T_{\text{Kammer(innen)}}$ ). Die Temperierung erfolgt über einen Badthermostat, der die Wärmeträgerflüssigkeit entsprechend der Prüftemperatur erwärmt bzw. abkühlt. Dadurch wird eine Isolation zwischen den piezoelektrischen Kraftaufnehmern und der Probenaufnahme erforderlich, da piezoelektrische Messverfahren durch Temperaturschwankungen beeinflusst werden. Zur Isolation wird eine 1 cm dicke GFK-Platte mit einem Faservolumengehalt von 70 % verwendet.

Die Proben wurden vor dem Einspannen in die Crashanlage in einem Umluftofen bzw. Gefrierschrank bei Prüftemperatur gelagert. Während dem Einbauvorgang sind die Proben einer Umgebungstemperatur von 20 °C ausgesetzt. Folglich nähert sich die Probentemperatur sehr schnell der Raumtemperatur an. Bis zum Beginn des Temperiervorgangs an der Crashanlage erfolgt somit eine Probenerwärmung von -30

auf  $-5\text{ }^{\circ}\text{C}$  bzw. eine Abkühlung von  $90$  auf  $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Bild 3.3 zeigt den Temperaturverlauf bei der Abkühlung bzw. Erwärmung der an der Kraftmessplatte eingespannten Proben mit  $2\text{ mm}$  Wanddicke.



**Bild 3.3:** Temperaturverlauf in der Klimakammer

Typischerweise tritt zwischen dem Klimaprüfschrank und der über der Probe befindlichen Haube eine Temperaturdifferenz von  $2\text{ }^{\circ}\text{C}$  auf. Dies liegt an Wärmeverlusten an der Kammeroberfläche, sowie an den Zu- und Abluftleitungen und wird durch eine entsprechend korrigierte Sollwertvorgabe ausgeglichen. Die im Klimaprüfschrank eingestellte Temperatur sinkt bei geöffneter Kammer und ausgeschaltetem Umluftventilator nur um wenige Grad Celsius ab und wird im Prüfraum nach dem Schließen der Kammer innerhalb kurzer Zeit mit einer Abweichung von weniger als  $0,5\text{ }^{\circ}\text{C}$  wieder erreicht.

### 3.3 Versuchsablauf mit Probenklimatisierung

Bei der Crashanlage der IVW GmbH handelt es sich um eine Katapultanlage mit horizontaler Beschleunigungsstrecke [99]. Als Reaktionsmasse dient ein 12 Tonnen schwerer Stahlbetonblock. Die Kraftmessplatte, auf der die Probekörper an einer temperierten Aufnahme befestigt werden, ist mit vier vorgespannten, piezoelektrischen Kraftaufnehmern bestückt. Die Schlagmasse besteht aus dem Schlitten, einem darauf angebrachten Schlaghammer und variablen Zusatzmassen. Der Schlitten wird über vier Laufrollenpaare auf zwei Rundschiene geführt. Die

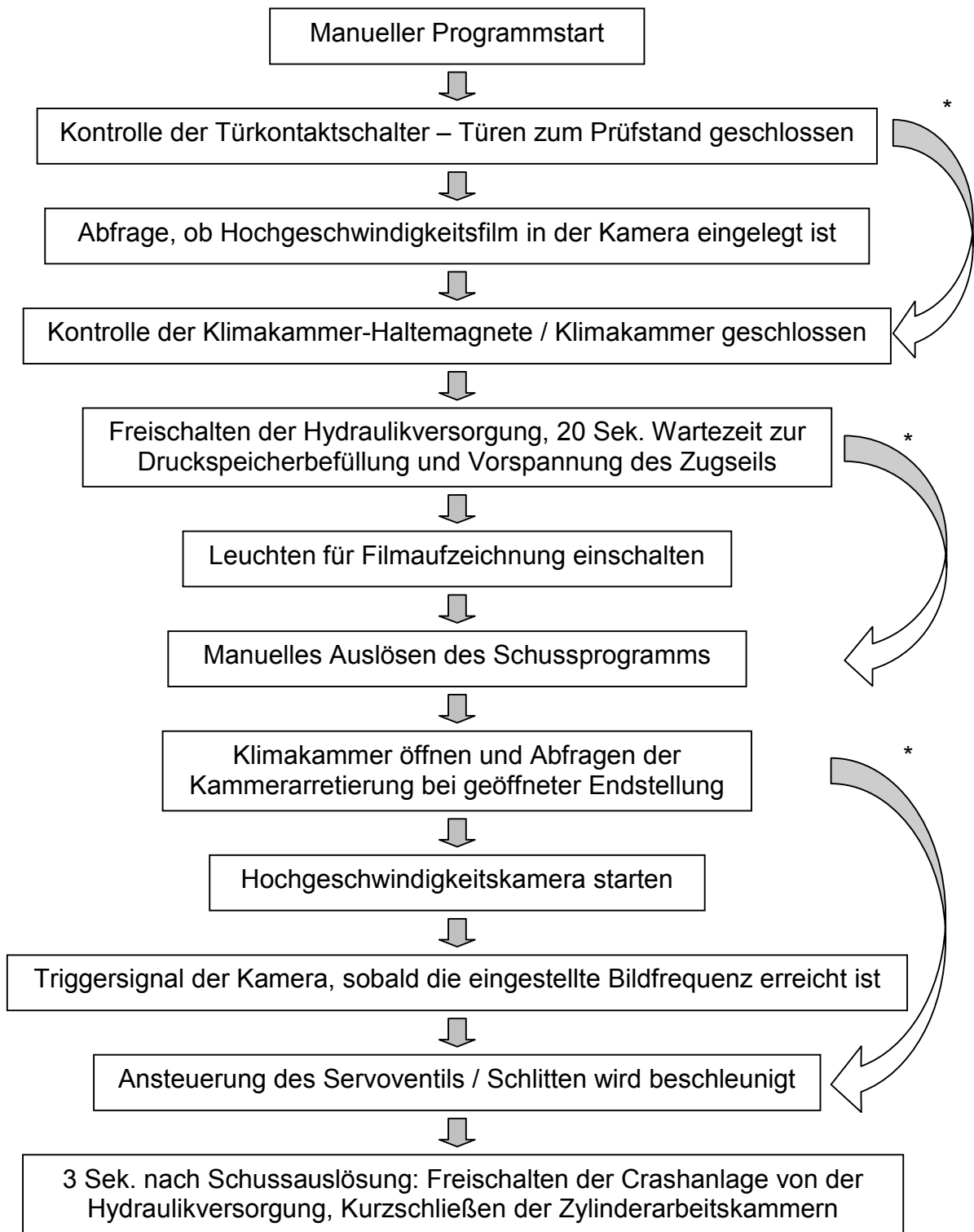
Beschleunigung erfolgt mit einem servohydraulischen Linearzylinder mit 63 kN Nennkraft.

Die Proben werden vor dem Einbau in die Crashanlage in einer externen Temperiereinrichtung (Umluftofen, temperiertes Wasserbad, Kältekammer etc.) konditioniert. Nach der Befestigung des Probekörpers an der Kraftmessplatte wird dieser mit Hilfe der Klimakammer an der Crashanlage wieder auf die gewünschte Prüftemperatur gebracht. Sobald das Bauteil die vorgesehene Prüftemperatur erreicht hat, wird der Umluftventilator abgeschaltet. Über die SPS werden die Haltemagnete der Klimakammer gelöst, die Klimakammer von der Probe abgehoben und der Schlaghammer gestartet. Die Verweilzeit an der Umgebungsluft bis zur Prüfung beträgt nur 2 bis 3 Sekunden. Innerhalb dieses Zeitraums tritt keine nennenswerte Temperaturänderung an der Probe auf. Die Luftfeuchtigkeit der Zuluft kann bei Bedarf auf bis zu 98 % rel. Feuchte angehoben werden. Damit wird ein Rücktrocknen während der Aufheizzeit vermieden.

Kurz vor Erreichen der Probe wird das Schlittenzugseil ausgekuppelt und die Belastung der Probe erfolgt ausschließlich durch die kinetische Energie der Schlagmasse. Während des Versuches werden Kraftverlauf, Schlittenweg sowie mit einer Lichtschranke die Aufprallgeschwindigkeit aufgezeichnet. Zur Messdatenerfassung wird ein Transientenrekorder mit einer Abtastrate von 200 kHz je Kanal eingesetzt. Bei der Auswertung der Messwerte wird das Kraftsignal mit einem 1000 Hz Tiefpassfilter (Butterworth-Filter vierter Ordnung) gefiltert.

Die IVW-Crashanlage hat folgende Leistungsdaten

- Crashenergie: 0,5 bis 15 kJ
- Schlagmasse: 45 bis 230 kg
- Stoßgeschwindigkeit ( $m = 45 \text{ kg}$ ): 2,0 bis 24,3 m/s
- Max. Stoßkraft: 350 kN
- Max. Probenabmessungen: 350 x 400 x 650 mm
- Abmessungen für temperierte Proben: 180 x 180 x 350 mm
- Temperaturbereich: -40 bis 100 °C
- Feuchtebereich: 10 bis 98 % (für  $T > 10 \text{ °C}$ )
- Hochgeschwindigkeitskamera: max. 10.000 Bilder pro Sekunde



\*: Betrieb ohne Hochgeschwindigkeitskamera

**Bild 3.4:** Versuchsablauf

## 4 Probenherstellung

Wie die Ausführungen in der Einleitung gezeigt haben, ist ein zylindrisches Rohr eine effektive Absorbergeometrie für Faser-Kunststoff-Verbunde. Aus Gründen der Vergleichbarkeit mit anderen Versuchsergebnissen beträgt der Durchmesser 50 mm. Folgende Prozesskette wird zur Produktion von Crashelementen verwendet:

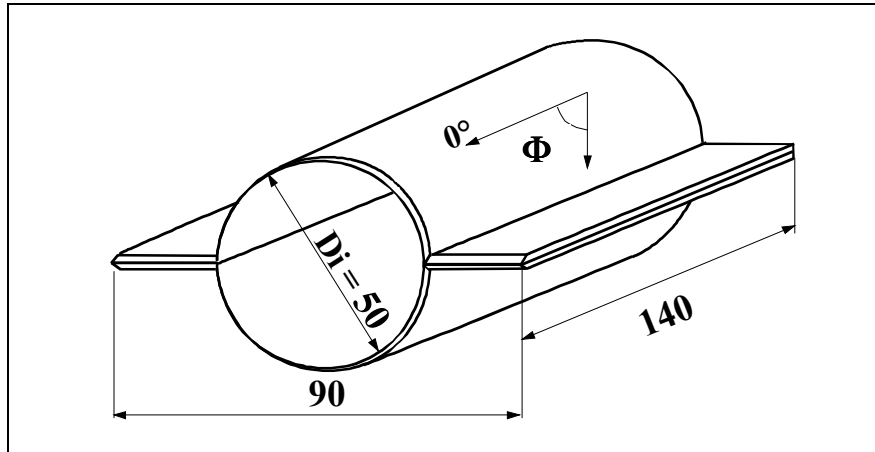
- Doppelbandpresse (DBP) bzw. Autoklav zur Herstellung von konsolidiertem Plattenmaterial (Organoblech)
- Stempelumformung mit metallischem Ober- und Unterwerkzeug
- Vibrationsschweißtechnik zum Verbinden der umgeformten Halbschalen zu einem geschlossenen Rohrprofil

Beim Einsatz einer Doppelbandpresse erfolgt die Herstellung der Crashelemente durchgängig mit serientauglichen Produktionsverfahren. Der Vorteil liegt in der Erfassung sämtlicher Prozessparameter, die jederzeit eine reproduzierbare Probenherstellung erlauben. Die Verarbeitungsverfahren haben das Potenzial zur Herstellung von KFZ-Strukturen in ausreichenden Stückzahlen [77], [78]. Bei entsprechender Optimierung des Fertigungsverfahrens sind Taktzeiten von 15 Sekunden für die Umformung eines Bauteils möglich [41].

Erste Versuchsanlagen zur Thermoplastpultrusion sind erfolgreich im Betrieb, jedoch nur mit einem Rohrdurchmesser von ca. 20 mm [105]. Bauteile, die mit ihren geometrischen Abmessungen für den Energiebereich der IVW-Crashanlage geeignet sind, können mit diesen Anlagen noch nicht hergestellt werden, da die zuführbare Fasermenge zu gering ist.

### 4.1 Probengeometrie

Um mit dem gewählten Herstellungsprozess geschlossene, rohrförmige Bauteile zu produzieren, müssen zuerst Halbschalen umgeformt werden. Diese bestehen aus einem Halbrohr mit zwei Flanschen, an welchen die Halbschalen zu einem geschlossenen Profil verbunden werden. Die Geometrie der untersuchten Probekörper ist in Bild 4.1 skizziert. Ein Ende der Probe wird mit einer 45°-Fase (Trigger) versehen, um eine definierte Einleitung des Versagens zu gewährleisten.



**Bild 4.1:** Geometrie der untersuchten Crashabsorber

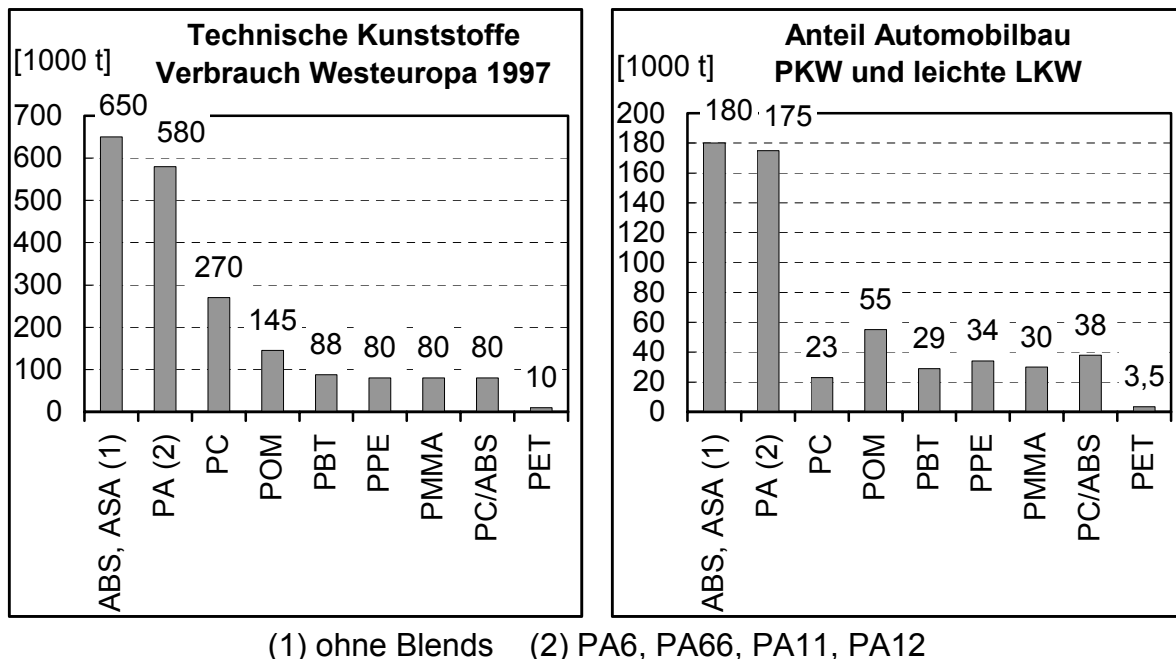
## 4.2 Werkstoff

Die im Automobilbau eingesetzten Kunststoffbaugruppen wogen 1998 pro Fahrzeug im Schnitt 100 kg. In Zukunft wird sich dieser Anteil noch steigern. Fahrzeuge der Oberklasse weisen bereits heute höhere Anteile auf, beispielsweise 133 kg in der Mercedes S-Klasse und 162 kg im Peugeot 605 [64].

Mengenmäßig sind Standardkunststoffe wie PE für Kraftstofftanks und PP für Stoßfänger, Seitenbeplankungen und Innenteile an erster Stelle zu nennen. Die Gruppe der technischen Kunststoffe, die gegenüber den Standardtypen eine höhere Warmformbeständigkeit und bessere mechanische Eigenschaften aufweisen, wird für anspruchsvolle Funktionsteile eingesetzt. Die am häufigsten verwendeten technischen Kunststoffe sind in Bild 4.2 dargestellt.

Etwa die Hälfte des im Fahrzeugbau verarbeiteten Polyamidvolumens kommt aufgrund der guten Wärme- und Chemikalienbeständigkeit im Motorraum zur Anwendung. Polyamid 66 mit einer Glasübergangstemperatur von lediglich 70 °C wird erfolgreich in thermisch beanspruchten Bauteilen wie Zylinderkopfhauben, Saugrohren und Kühlmittelbehältern eingesetzt. Die chemische Beständigkeit gegen KFZ-spezifische Medien ist sehr gut [31]. Wegen der weiten Verbreitung, der hervorragenden Recyclingtauglichkeit und der Verfügbarkeit unterschiedlicher Folien wird ein Teil der Probekörper mit Polyamidmatrizes hergestellt.





**Bild 4.2:** Jahresverbrauch technischer Kunststoffe in Westeuropa 1997 [64]

Als weiteres Matrixmaterial wird ein amorpher Thermoplast gewählt, um exemplarisch die Unterschiede zu einer teilkristallinen Matrix aufzuzeigen. Hier bietet sich PC aufgrund seines über einen sehr weiten Temperaturbereich zähelastischen Verhaltens an. Polycarbonat wird für CDs, Brillengläser, Sicherheitsfensterscheiben und Flaschen eingesetzt. Typische KFZ-Anwendungen sind Streuscheiben von Scheinwerfern. Aus witterungs- und alterungsbeständigen ASA/PC-Blends werden Spoiler hergestellt, schlagzähes ABS/PC dient für Instrumententafelträger sowie Spiegelgehäuse. PBT/PC-Blends werden zunehmend für Stoßfänger oder austauschbare, durchgefärbte Karosserieaußenteile (MCC Smart) verwendet. Hohe Zuwachsraten werden außerdem durch die Fahrzeugverglasung mit PC erwartet [64].

PA6, PA12 und PC können prinzipiell auch mit Verarbeitungsverfahren für Duromerharze verarbeitet werden [112]-[114]. Alle drei Systeme können in situ erzeugt werden. Somit vergrößert sich das Anwendungsspektrum für diese Kunststofftypen. Bei diesen Verfahren werden die Reaktionspartner, die später das Polymer bilden, in einem Reaction-Injection Moulding (RIM) Prozess in die Verstärkungsfasern infiltriert. Die im Vergleich zum Aufschmelzverfahren, wie in der Doppelbandpresse, viel geringere Viskosität des Thermoplasts erlaubt eine sehr gute Faserimprägnierung.

Zur Verstärkung werden Glas- und Kohlenstofffasergewebe verwendet. Gewebe haben die für Energieabsorber erforderliche Orientierung mit 0°-Fasern für eine

ausreichende Festigkeit in Crashrichtung und 90°-Fasern zur Steigerung der Querfestigkeit und Stabilisierung des Bruchvorgangs.

Das Kohlenstoffgewebe mit Köper 2/2 Bindung weist in Kett- und Schussrichtung die identische Faseranzahl auf. Folglich besitzt der spätere Verbund transversal orthotrope Eigenschaften. Im Gegensatz dazu weist das UD-Glasgewebe mit Köper 1/3 Bindung und dünneren Schussfäden deutlich orientierte Verbundeigenschaften auf. Damit kann in axialer Richtung auch mit einer Glasfaserverstärkung eine der Kohlenstofffaserverstärkung vergleichbare Steifigkeit sichergestellt werden. Diese beträgt bei CF-Gewebe 53,5 GPa (CF/PA12) und bei UD-GF-Gewebe (GF/PA12) 45 GPa in Kettrichtung und 10,9 GPa in Schussrichtung

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Faser-Matrix-Kombinationen sind in Tabelle 4.1 aufgelistet. Detaillierte Angaben über Faser- und Matrixmaterial befinden sich im Anhang. Nachfolgend werden die Werkstoffe anhand der in Tabelle 4.1 angegebenen Abkürzung bezeichnet. Die UD-Gewebe sind parallel zur Rohrachse ausgerichtet, d. h. die Kettfäden sind in 0°-Richtung orientiert.

**Tabelle 4.1:** Verwendete Werkstoffe für Crashabsorber

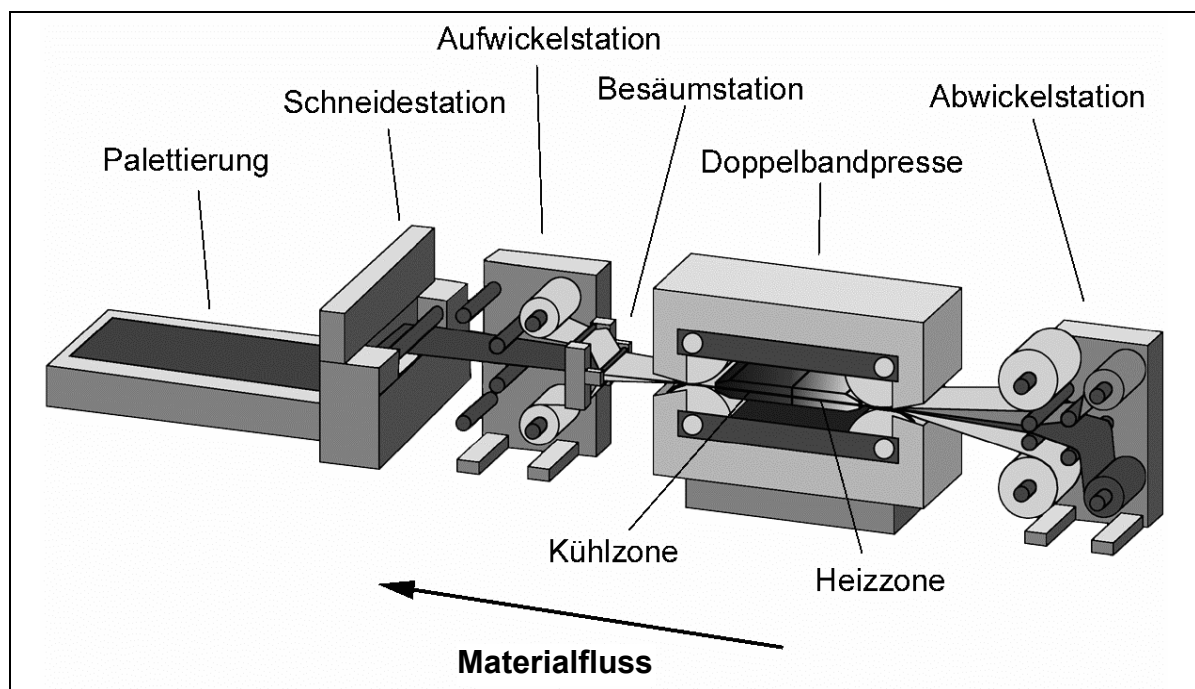
<b>Abkürzung</b>	<b>Verstärkungsfaser</b>	<b>Matrix</b>	<b>Herstellung</b>
CF/PA66	T300 CF-Gewebe, Köper 2/2	PA66	DBP + Umformung
CF/PA12	dto.	PA12	Autoklav + Umformung
GF/PA6	UD-GF-Gewebe 92148, Köper 1/3	PA6	Autoklav + Umformung
GF/PA12	dto.	PA12	Autoklav + Umformung
GF/PC	dto.	PC	Autoklav + Umformung

### 4.3 Organoblechherstellung

Das zur späteren Umformung erforderliche Plattenmaterial wird auf der Doppelbandpresse bzw. bei kleineren Mengen im Autoklaven gefertigt.

#### 4.3.1 Doppelbandpresse

Die isobare Doppelbandpresse (System Held) ist zur kontinuierlichen Herstellung flächiger, faserverstärkter Thermoplasthalbzeuge mit einer Breite von 600 mm bei Temperaturen bis zu 410 °C und Drücken bis 50 bar geeignet.



**Bild 4.3:** Herstellung von Organoblechen mit der Doppelbandpresse

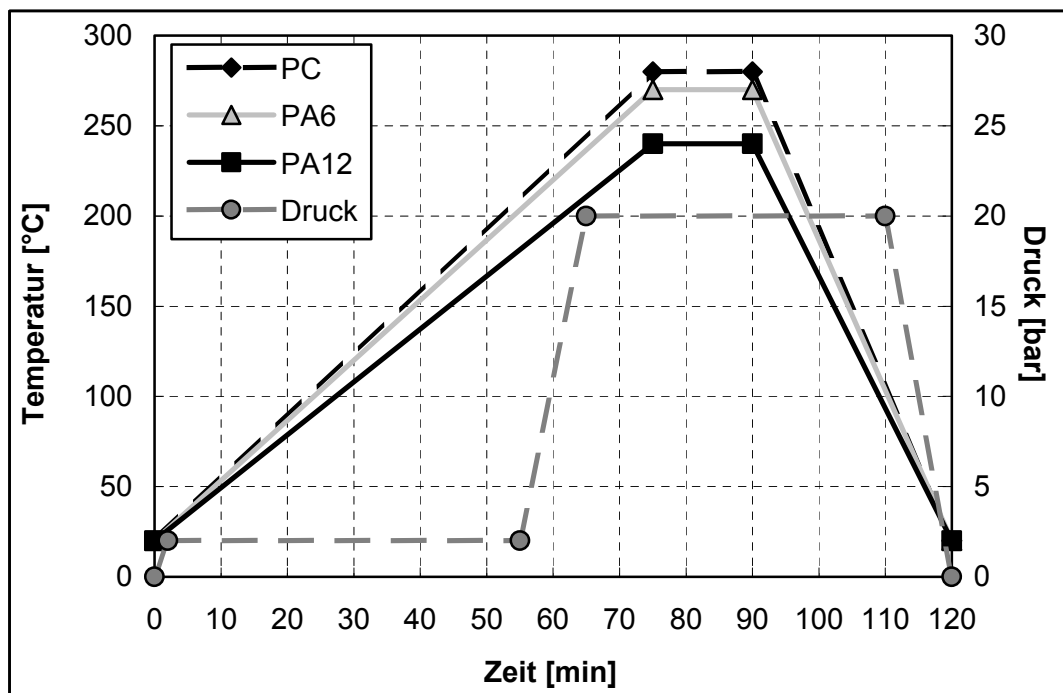
Von den Abwickelstationen laufen gleichzeitig Verstärkungsgewebe und Thermoplastfolie in die Presse ein. Zwischen den umlaufenden Stahlbändern der Doppelbandpresse durchläuft das Material vier Temperaturzonen, in denen die Kunststoffmatrix aufgeschmolzen, das Gewebe imprägniert und wieder abgekühlt wird. Die Anlagentechnik sowie der Imprägnierprozess sind ausführlich in den Arbeiten von Ostgathe [77] und Mayer [79] beschrieben.

Die Verarbeitungsparameter für CF/PA66 betragen:

- Druck: 25 bar
- Geschwindigkeit: 40 cm/min
- Einlauftemperatur: 160 °C
- Hochtemperaturzone: 340 °C
- Heizzone: 250 °C
- Kühlzone: 40 °C

#### 4.3.2 Autoklav

Die Autoklavtechnik bietet ideale Voraussetzungen für die Fertigung kleiner Versuchsmengen zur Werkstoffcharakterisierung und für Umformversuche. Im Autoklav können Platten bis zu einer Größe von 600 mm x 1800 mm bei Temperaturen bis 400 °C und bis zu 25 bar Druck gefertigt werden. Der Autoklavzyklus mit Temperatur- und Druckprofil für das jeweilige Plattenmaterial ist in Bild 4.4 dargestellt.



**Bild 4.4:** Autoklavzyklen

#### 4.4 Stempelumformung

Das Umformen von Organoblech ist wegen der unbegrenzten Lagerfähigkeit und einfachen Handhabbarkeit eine gegenüber herkömmlichen Verfahren sehr zukunftsweisende Methode zur Fertigung hochfester und hochsteifer Strukturbau- teile. Wie bereits erwähnt, ist das Potenzial für sehr kurze Zykluszeiten und die daraus resultierende Kostenersparnis noch keinesfalls ausgeschöpft.

Das IVW verfügt über eine hydraulische Presse mit einer maximalen Presskraft von 800 kN und einer Tischgröße von 1800 x 1000 mm<sup>2</sup>. Die Schließgeschwindigkeit beträgt 800 mm/s, die maximale Umformgeschwindigkeit 50 mm/s für Umformver- suche in unbeheizten und temperierten Werkzeugen. Zu diesem Zweck werden die Organobleche in einem Infrarot-Strahlerfeld erwärmt und anschließend mit Hilfe einer Übergabevorrichtung in die Presse transportiert.

Das Halbzeug wird während der Umformung mittels spezieller Niederhalter gezielt nachgeführt, um Falten- und Beulenbildung zu vermeiden. Nach wenigen Sekunden kann das geformte und wieder verfestigte Formteil entnommen werden. Die techni- schen Zeichnungen der Metallstempel befinden sich im Anhang. Die für eine Kavität von 3 mm ausgelegten Werkzeuge wurden für die dünneren Lamine durch ein zusätzlich eingelegtes Aluminiumblech, das in einem Umformzyklus zusammen mit dem Laminat verpresst wurde, angepasst. Der Stempelumformung liegen folgende Prozessparameter zugrunde:

- Laminattemperatur (Oberseite): 300 °C (PC, PA6 und PA66), 270 °C (PA12)
- Presskraft: 500 kN (1 mm Laminatdicke)  
800 kN (ab 2 mm Laminatdicke)
- Schließzeit: 20 bis 50 s, bis  $T_G$  unterschritten ist
- Schließgeschwindigkeit: 800 mm/s
- Umformgeschwindigkeit: 50 mm/s

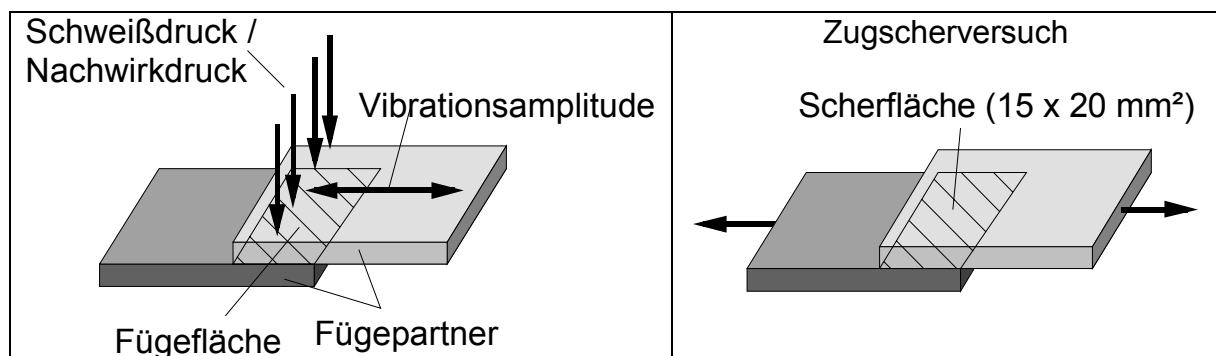
#### 4.5 Vibrationsschweißen

Mit dem Vibrationsschweißen existiert eine Verbindungstechnik, die sich speziell für unverstärkte Thermoplaste aufgrund kurzer Zykluszeiten und einer sehr hohen Fügenahtfestigkeit in vielen Anwendungsbereichen bewährt hat. Diese Technik ist auch für Faser-Kunststoff-Verbunde mit hohen Fasergehalten, wie z. B. Organoble- che oder GMT, geeignet.

Die Vibrationsschweißmaschine der Fa. Branson führt eine lineare Schwingbewegung mit einer Frequenz von 240 Hz aus. Die Schwingungsamplitude kann zwischen 0,35 und 0,9 mm variiert werden. Die zeitlich variable Anpresskraft des Hubtischs beträgt maximal 15 kN und wird den zu verschweißenden Werkstoffen angepasst.

In früheren Untersuchungen hat sich herausgestellt, dass die Schweißtechnik für Crashelemente in Doppelhutbauweise Vorteile bietet, insbesondere da Polyamide sehr schlecht zu kleben sind [67]. Die Vibrationsschweißtechnik ist für die Verbindung der Doppelhutprofile aufgrund ihrer planparallelen Flansche ideal geeignet. Durch das Verpressen bei gleichzeitiger linearer Oszillationsbewegung der beiden Fügeflächen wird die erforderliche Reibungswärme zum Aufschmelzen der Matrix erzeugt. Bei Erreichen der zuvor festgelegten Schweißtiefe wird die Oszillationsbewegung gestoppt, worauf die Fügezonen unter Einwirkung des Nachwirkdrucks abkühlen.

Im Vorfeld wurden Untersuchungen an GF/PA12 mit verschiedenen Schweißparametern durchgeführt, um festzustellen ob diese einen spürbaren Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit haben. Hierzu wurde der Schweiß- und Nachwirkdruck variiert und die Proben anschließend einem Zugscherversuch unterzogen.



**Bild 4.5:** Funktionsprinzip des Vibrationsschweißens und der Zugscherprüfung

**Tabelle 4.2:** Einfluss des Schweißdruckes auf die Scherfestigkeit von GF/PA12

	Schweißdruck [MPa]	Nachwirkzeit [s]	Nachwirkdruck [MPa]	Scherfestigkeit [MPa]
Ü105	2	10	2	28,7 ± 0,6
Ü106	4	10	4	27,9 ± 2,4
Ü107	6	10	6	26,5 ± 1,9

Insgesamt zeigt sich nur ein geringer Einfluss des Schweißdrucks auf die Scherfestigkeit. Die höchste Scherfestigkeit von 28,7 MPa wurde bei 2 MPa Schweißdruck ermittelt. Ähnliche Erkenntnisse wurden bei Versuchen mit GF/PA12 mit 48 % Faservolumengehalt gewonnen [94]. Hier wurde eine Zugfestigkeit von ca. 32 MPa ermittelt. Charakteristisch für beide Untersuchungen ist die Zunahme der Scher- bzw. Zugfestigkeit bei geringerem Schweißdruck.

Da die Vibrationsfrequenz von 240 Hz nicht veränderbar ist, wird mit der maximalen Vibrationsamplitude von 0,9 mm gearbeitet. So wird die Fügezone aufgrund der höheren Oszillationsgeschwindigkeit schneller erwärmt und der Schweißvorgang kann verkürzt werden. Die Schweißtiefe betrug sowohl bei den Schweißproben als auch beim späteren Bauteil 0,5 mm.

Mit der maximalen Schweißkraft von 15 kN kann bei zwei Fügeflächen von ca. 140 x 20 mm<sup>2</sup> je Doppelhutprofil ein Druck von maximal 2,7 MPa erzeugt werden. Aufgrund der geringen Abweichungen bei der Scherfestigkeit in Abhängigkeit von Schweiß- und Nachwirkdruck wurde bei allen Bauteilen die Anpresskraft des Hubtischs für einen Schweiß- und Nachwirkdruck von 2 MPa eingestellt.

## 5 Experimentelle Untersuchungen

### 5.1 Einleitung

Vor der Umformung der Organobleche zum Crashelement wurden von allen Laminaten Proben für einen 3-Punkt Biegeversuch nach EN ISO 178 entnommen. Zweck dieses Versuchs ist die Kontrolle der Laminatqualität - insbesondere der Imprägnierung - zusätzlich wird anhand dieses vergleichsweise einfachen Tests überprüft, ob die Temperaturabhängigkeit des Crashverhaltens mit einem Biegeknennwert korreliert und somit abgeschätzt werden kann. Dazu erfolgen 3-Punkt-Biegeversuche analog zu den Prüftemperaturen der Crashversuche.

Die kinetische Energie innerhalb einer Versuchsreihe bleibt konstant. Durch die Temperatureinwirkung hervorgerufene Änderungen in der Mittelkraft der Crashproben bewirken somit eine entsprechend längere Probendeformation. Bei jeder Prüftemperatur werden mindestens drei Versuche durchgeführt. Der Vergleich der bei unterschiedlichen Temperaturen aufgezeichneten Kraft-Weg-Diagramme erfolgt jeweils anhand einer repräsentativen Probe.

### 5.2 CF/PA66

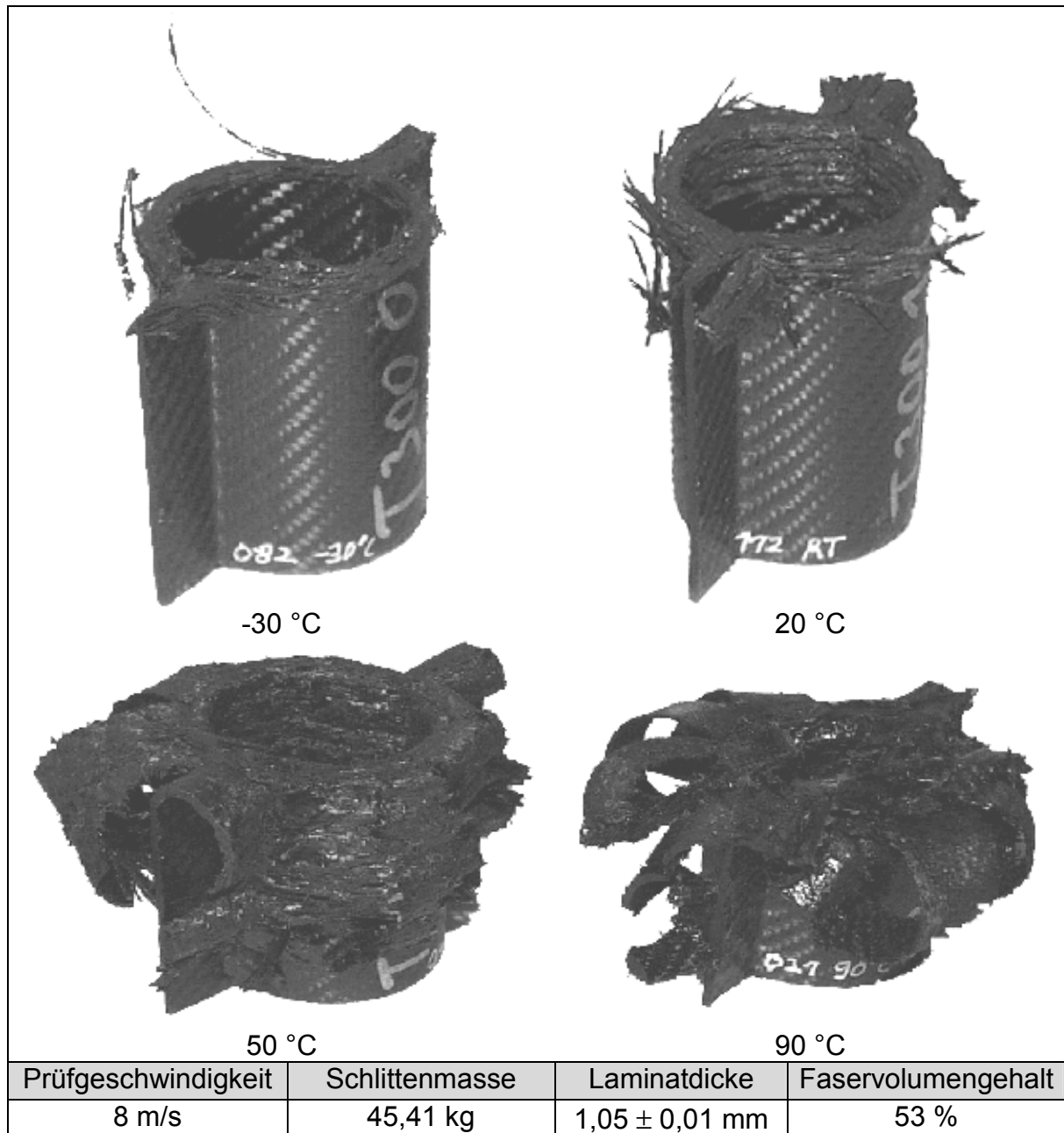
Die Variation der Prüftemperatur zeigt bei Doppelhutprofilen mit T300 CF-Gewebeverstärkung und PA66 Matrix deutliche Auswirkungen auf das EA-Verhalten. Die Mittelkraft der in Bild 5.2 dargestellten Kraft-Weg-Kurven liegt zwischen 15 und 22 kN, woraus sich eine massenspezifische Energieabsorption von 44 bis 64 J/g errechnet. Das Maximum wird bei einer Prüftemperatur von 20 °C erzielt.

Bis zu einer Prüftemperatur von 50 °C ist der Versagensvorgang von CF/PA66-Crashelementen vorwiegend durch transversalen Schubbruch gekennzeichnet. Unter der anliegenden Druckbelastung schert das Material in der Crashfront zur Rohrrinnen- und -außenseite hin ab. Ab 50 °C wird das Crashverhalten zunehmend durch Laminatbiegeprozesse bestimmt. Größere Wandbereiche werden nach dem Auftreten von Längsrissen in der Rohrwand komplett zur Innen- oder Außenseite des Rohrprofils gebogen.

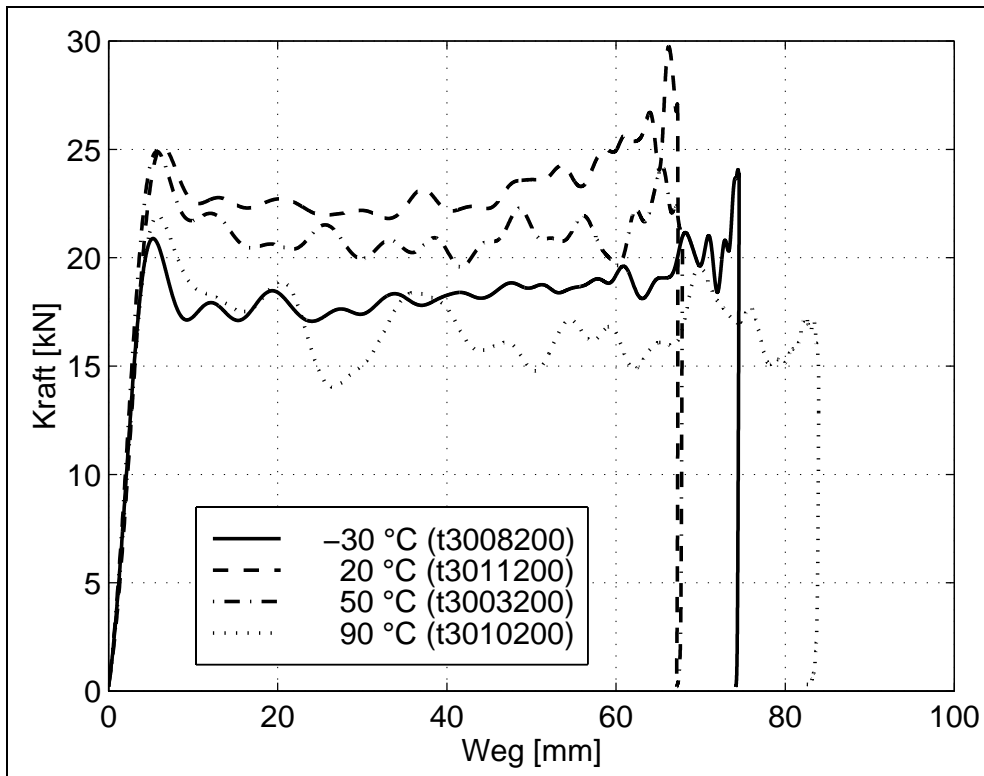
Beim Überschreiten der Glasübergangstemperatur von 70 °C setzt eine Matrixerweichung ein, die energieabsorbierende Mechanismen wie Delamination und starke Materialfragmentierung mit einer Vielzahl von Faser- und Matrixbrüchen



verhindert, da sich die Stützwirkung der Matrix für Fasern verschlechtert. Die Fasern sind nicht mehr im direkten Kraftfluss angeordnet und tragen entsprechend geringere Lasten.

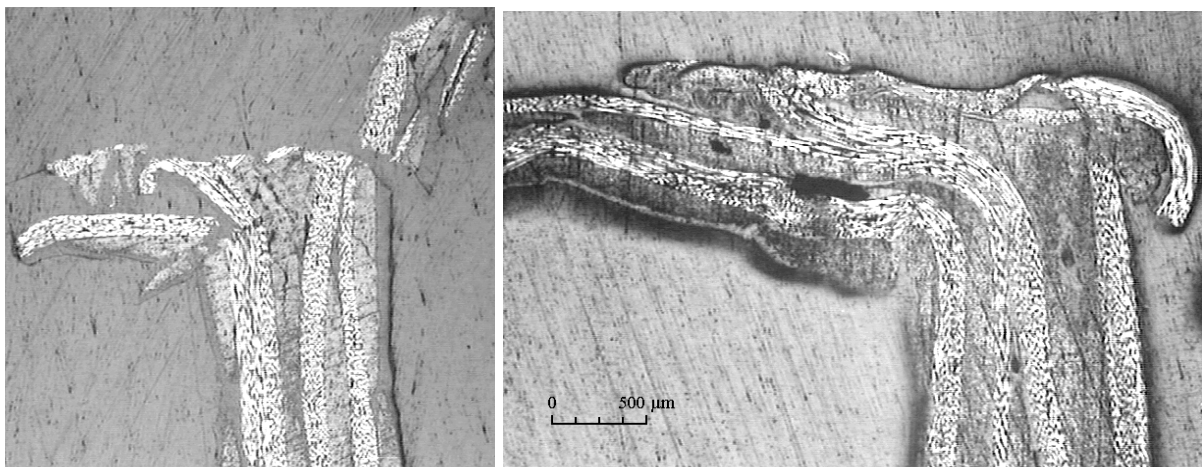


**Bild 5.1:** CF/PA66 Strukturen nach der Crashprüfung bei unterschiedlichen Temperaturen

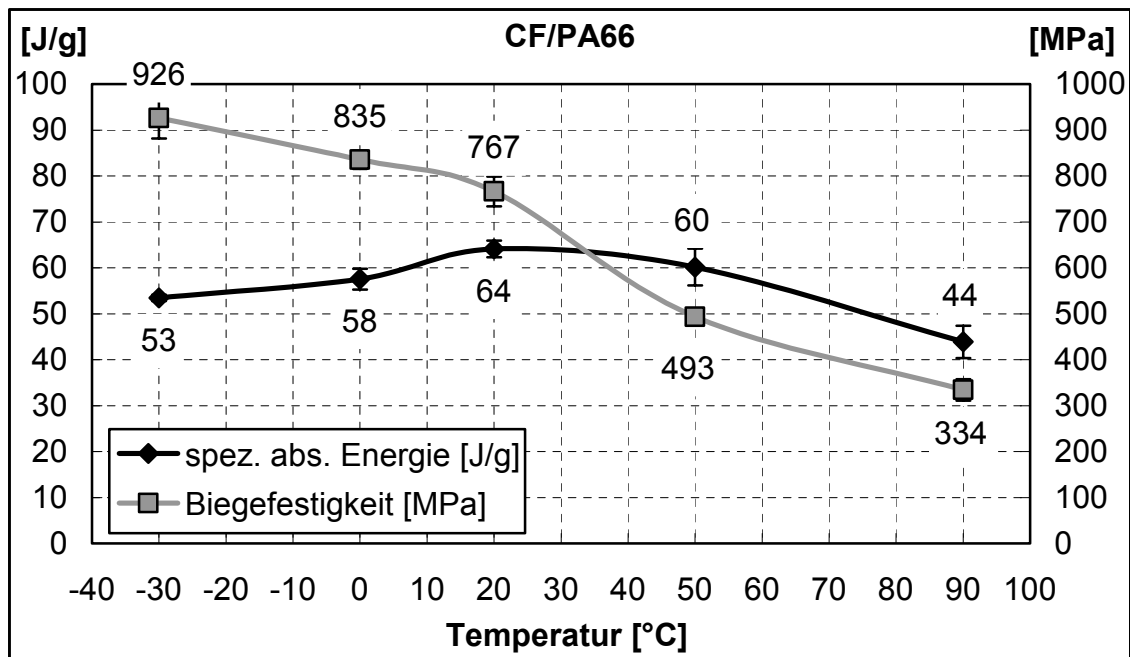


**Bild 5.2:** Kraft-Weg-Diagramm von CF/PA66 Strukturen

Bei  $-30^{\circ}\text{C}$  entstehen durch das Verspröden der Matrix Längsrisse in der Polymerschicht, die das Laminat vorschädigen und das Abscheren größerer Laminatteile begünstigen. Als Folge verringert sich die Materialausnutzung und die Mittelkraft fällt. Eine Auswertung der an einem Lichtmikroskop aufgenommenen Schliffbilder aus der Crashfront, in Bild 5.3 exemplarisch für  $-30$  und  $90^{\circ}\text{C}$  Prüftemperatur dargestellt, verdeutlichen diese Vorgänge.



**Bild 5.3:** Schliffbilder der Crashzone bei  $-30^{\circ}\text{C}$  (links) und  $90^{\circ}\text{C}$

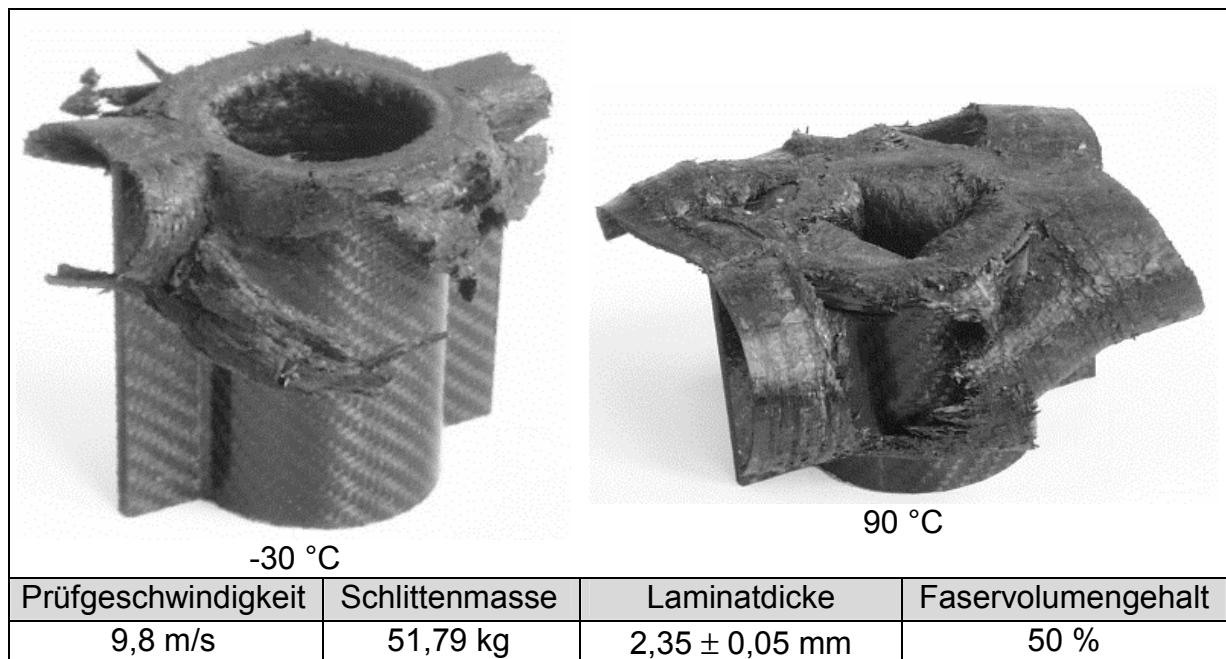


**Bild 5.4:** Biegefestigkeit nach DIN EN 178 und spezifisch absorbierte Energie von CF/PA66 Crashelementen

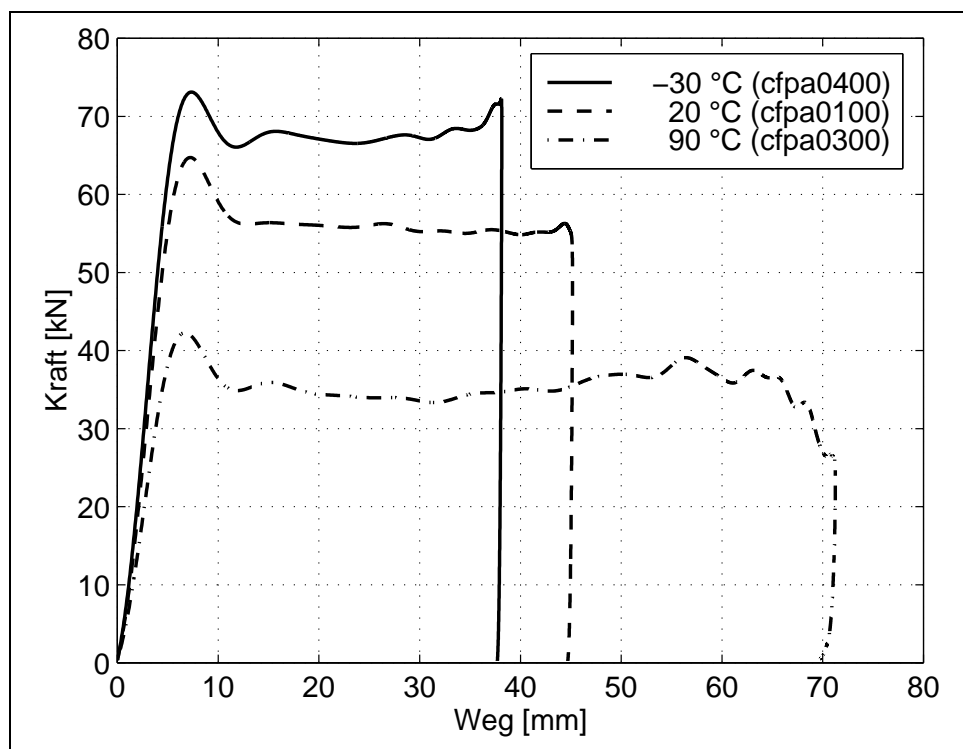
### 5.3 CF/PA12

Bei -30 °C ist an einigen Bereichen des Rohrumfangs transversaler Schubbruch zu erkennen (vgl. Bild 5.5 links), der nach einigen Millimetern Verformungsweg vollständig in Laminatbiegung wechselt. Die spezifische Energieabsorption beträgt 108 J/g. Bei Temperaturen ab 0 °C stellt sich der Laminatbiegemode ein.

Bei 90 °C wird das Energieabsorptionsvermögen stark reduziert - es werden nur noch 59 J/g erreicht. Die zentrale Delamination bildet sich nicht mehr so deutlich wie bei den niedrigeren Prüftemperaturen aus und das Laminat tendiert stärker zum Rohrinne hin.



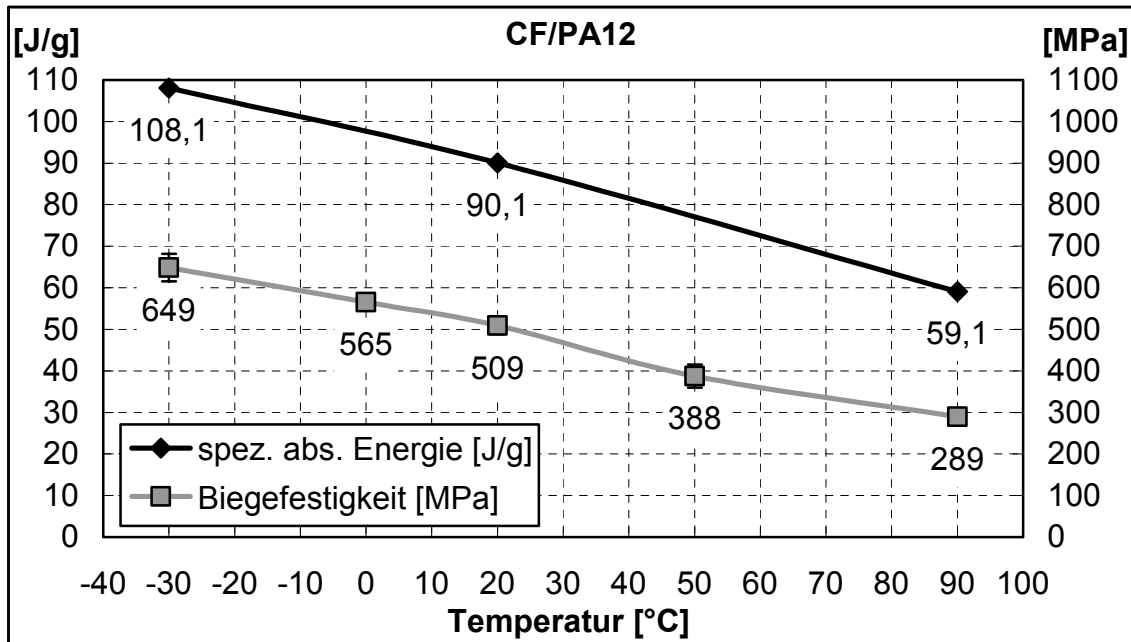
**Bild 5.5:** CF/PA12 Crashelemente



**Bild 5.6:** Kraft-Weg-Diagramm von CF/PA12 Strukturen

Die Biegefestigkeit erreicht auch hier ebenso wie die Crashlast mit steigender Temperatur geringere Werte. Anhand der bisher durchgeführten Versuche zeigen Proben, die im Laminatbiegemode versagen, ein fast linear mit der Biegefestigkeit

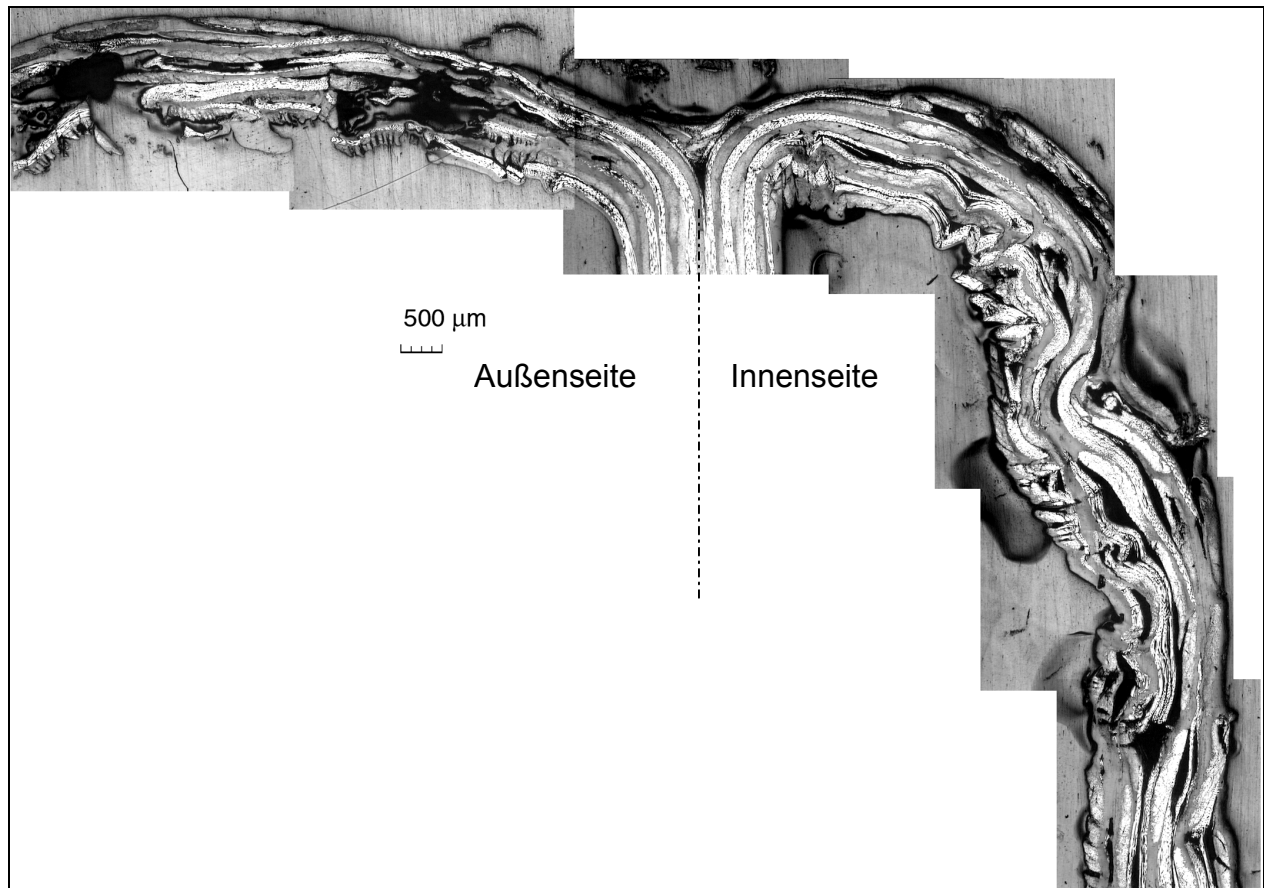
abnehmendes Mittelkraftniveau. Verbunden damit stellt sich der gleiche Verlauf bei der spezifischen Energieabsorption ein.



**Bild 5.7:** Biegefestigkeit nach DIN EN 178 und spezifisch absorbierte Energie von CF/PA12 Crashelementen

Die Energieabsorptionsmechanismen sind anhand des Schliffbilds aus der Crashzone eines bei 20 °C gecrashten Absorbers in Bild 5.8 zu erkennen. In Wandmitte bildet sich eine zentrale Delamination mit Fragmentkeil aus und das Laminat fließt zu beiden Seiten der Rohrwand ab. Dabei wird durch inter- und intralaminare Schervorgänge die kinetische Energie des Schlittens abgebaut. Die 90°-Fasern des zur Rohraußenseite gebogenen Laminats reißen durch die Umfangserweiterung parallel zur Rohrachse entlang der Crashfront ein.

Zur Rohrinenseite hin wird das Laminat um 180° umgelenkt und dabei wesentlich stärker gesichert als der nach außen gebogene Anteil. Die Laminatlage an der Innenseite wird durch den engen Biegeradius gestaucht und knickt stellenweise aus.



**Bild 5.8:** Schliffbild durch den Wandquerschnitt eines bei 20 °C geprüften CF/PA12 Crashelements

## 5.4 GF/PA12

Die Crashversuche an GF/PA12 werden mit zwei unterschiedlichen Gewebeerorientierungen durchgeführt, um den Einfluss auf den Versagensmode zu untersuchen. Bei einer Versuchsreihe ist das UD-Gewebe parallel ( $0^\circ$ ), bei der zweiten senkrecht zur Rohrachse ( $90^\circ$ ) orientiert.

### 5.4.1 UD-Gewebe mit $0^\circ$ -Orientierung

GF/PA12 zeigt ein ausgeprägt temperaturabhängiges Crashverhalten. Zwischen  $-30$  und  $90^\circ\text{C}$  verringert sich die Crashlast stetig. Dennoch liegt die bei Höchsttemperatur spezifisch absorbierte Energie noch bei  $42\text{ J/g}$ . Zum Vergleich: Stahlbauteile erreichen etwa  $10$  bis  $20\text{ J/g}$ .

Der Werkstoff versagt unter allen Prüftemperaturen im Laminatbiegemode. In Wandmitte bildet sich ein kleiner Keil aus zerstörtem Material und die beiden Wandhälften werden nach innen und außen umgebogen. Die so entstandenen

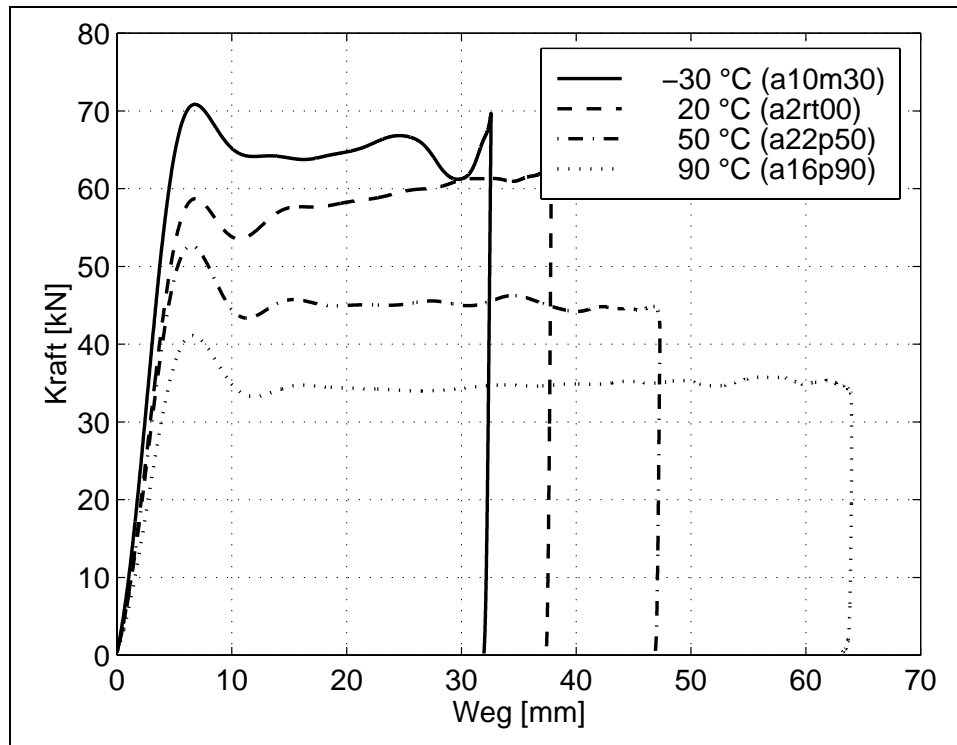
Laminatstreifen haben eine hohe Reststeifigkeit. Der Kraft-Weg Verlauf ist, wie in Bild 5.10 exemplarisch bei vier unterschiedlichen Prüftemperaturen dargestellt, sehr gleichmäßig und stellt annähernd die rechteckförmige Kraft-Weg Kennlinie eines idealen Absorbers dar.



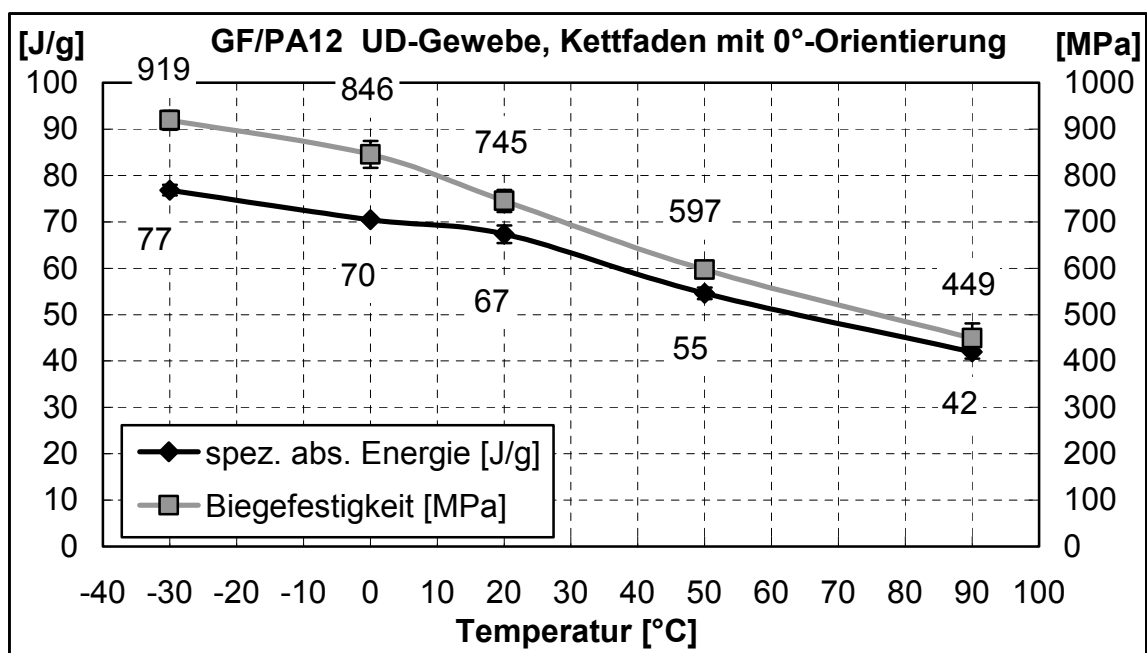
Prüfgeschwindigkeit	Schlittenmasse	Laminatdicke	Faservolumengehalt
9,8 m/s	45,41 kg	1,95 ± 0,03 mm	56 %

**Bild 5.9:** GF/PA12 Crashelemente, Gewebekettfaden mit 0°-Orientierung

Die wesentlichen Energieabsorptionsvorgänge sind die zentrale Delamination sowie die Deformation der Matrix. Zwischen den restlichen Laminatlagen kommt es nicht zu Ablösungen. Hier finden inter- und intralaminare Schervorgänge statt, in deren Verlauf das gesamte Matrixmaterial, das durch die Crashfront fließt, stark geschert wird. Faserbrüche treten nur sehr vereinzelt auf. Am Rohrumfang sind mehrere Längsrisse zu erkennen, innerhalb derer die 90°-Fasern des nach außen umgebogenen Laminats reißen. Dieses Versagensmuster ist bei allen Prüftemperaturen festzustellen. Mit steigender Temperatur sinkt das Kraftniveau kontinuierlich ab. Ein Vergleich mit den 3-Punkt Biegeversuchen zeigt, dass der Abfall der Crashmittelkraft analog zum Abfall der Biegefestigkeit verläuft.



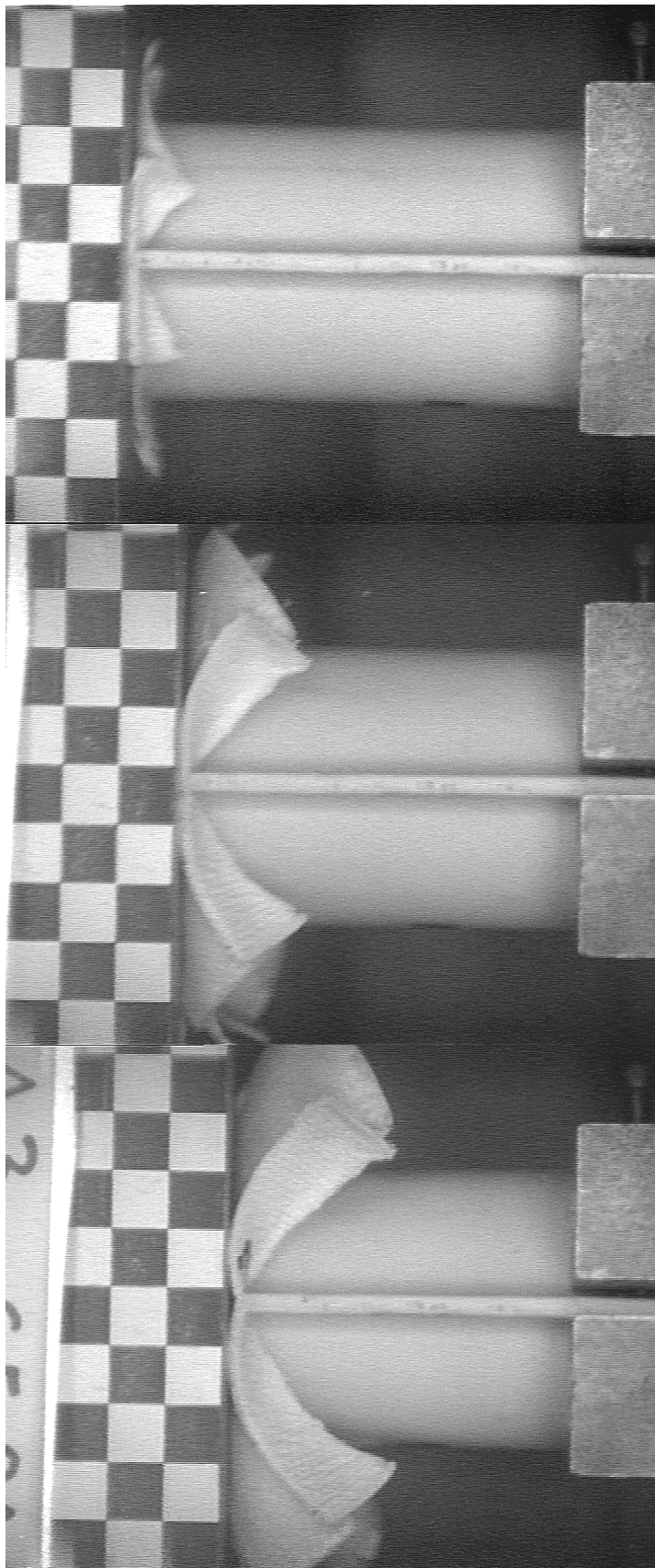
**Bild 5.10:** Kraft-Weg-Diagramm von GF/PA12 Strukturen



**Bild 5.11:** Biegefestigkeit nach DIN EN 178 und spezifisch absorbierte Energie von GF/PA12 Crashelementen

Die nachfolgenden Aufnahmen zeigen Verformungsstadien eines Crashversuchs. Die Aufnahmefrequenz des Hochgeschwindigkeitsfilms beträgt 4000 Bilder pro Sekunde.





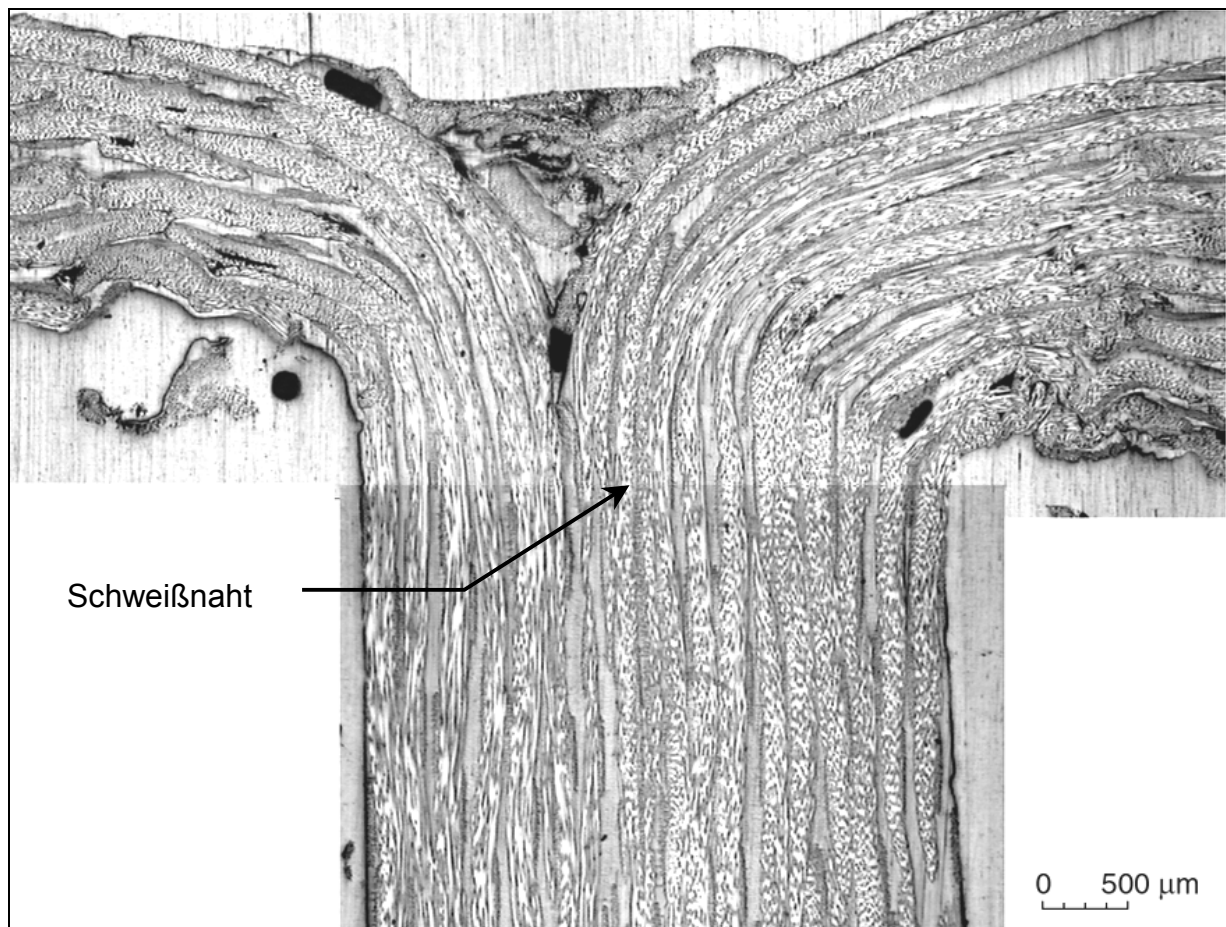
$t = 2 \text{ ms}$

$t = 4,5 \text{ ms}$

$t = 10 \text{ ms, Entlastung}$

**Bild 5.12:** Hochgeschwindigkeitsfilmaufnahmen eines GF/PA12-Absorbers

Die Festigkeit der Schweißnaht im Flanschbereich ist für diese Anwendung ausreichend. Während des Verformungsvorgangs delaminieren die Flansche ebenso wie die Rohrwand, wobei der zentrale Riss in Wandmitte sich nicht zwangsläufig in der Schweißnaht einstellt. Wie in dem Schliffbild des geschweißten Flanschbereichs in Bild 5.13 zu erkennen ist, verläuft die zentrale Delamination etwa 2 bis 3 Laminatlagen von der Schweißzone entfernt. Die Vibrationsschweißtechnik stellt somit das ideale Fügeverfahren für doppelhutprofilförmige Crashelemente dar.



**Bild 5.13:** Schliffbild der Crashzone aus dem Flanschbereich eines GF/PA12-Absorbers

Bei Crashversuchen kann eine starke Erwärmung der Probekörper festgestellt werden. Dies liegt in der plastischen Materialdeformation begründet, die bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten erfolgt. In bruchmechanischen Untersuchungen an Polypropylen wurde beobachtet, dass im Bereich der Risspitze mit höheren plastischen Deformationsanteilen der Temperaturanstieg größer ist als in den elastisch verformten Regionen. Bei der Entlastung geht die Temperatur im elastisch verformten Probenbereich sofort zurück. In den plastisch verformten Zonen an der

Riss Spitze steigt die Temperatur kurzzeitig während der plastischen Rückverformung an bis die Relaxation abgeschlossen ist. Bedingt durch die langsame Belastung werden Temperaturanstiege von lediglich 1 °C gemessen. Beim katastrophalen Probenbruch erfolgt schlagartig ein Temperaturanstieg um insgesamt 1,4 °C [101].

Die mechanische Arbeit, die bei der plastischen Deformation an Festkörpern geleistet wird, wird zu mindestens 90 % in Wärme umgesetzt [102]. Diese wird auch als „latente Deformationswärme“ bezeichnet.

Um die Deformationswärme bei einem Crashversuch zu messen, wurde die Probe während des Versuchs mit einem Infrarotkamarasystem aufgenommen. Das Funktionsprinzip beruht auf der Messung der elektromagnetischen Wellenstrahlung, die jeder Körper mit einer Temperatur oberhalb des absoluten Temperaturnullpunktes aussendet. Diese nicht sichtbare Temperaturstrahlung wird als Infrarotstrahlung bezeichnet. Ihre Wellenlänge liegt im Bereich von 0,8 bis 800 µm. Intensität und Wellenlänge der Infrarotstrahlung sind eine Funktion der Temperatur. Für Thermografieanwendungen ist der Bereich zwischen 2 und 14 µm von Interesse [106].

Bild 5.23 zeigt eine Thermografieaufnahme eines bei 50 °C getesteten GF/PA12 Absorbers. Über der gesamten Probenoberfläche stellt sich ein Temperaturprofil ein, wobei in den Profilkanten am Übergang von Flansch und Rohrabschnitt infolge des höheren Deformationsanteils eine höhere Wärmeentwicklung festzustellen ist.

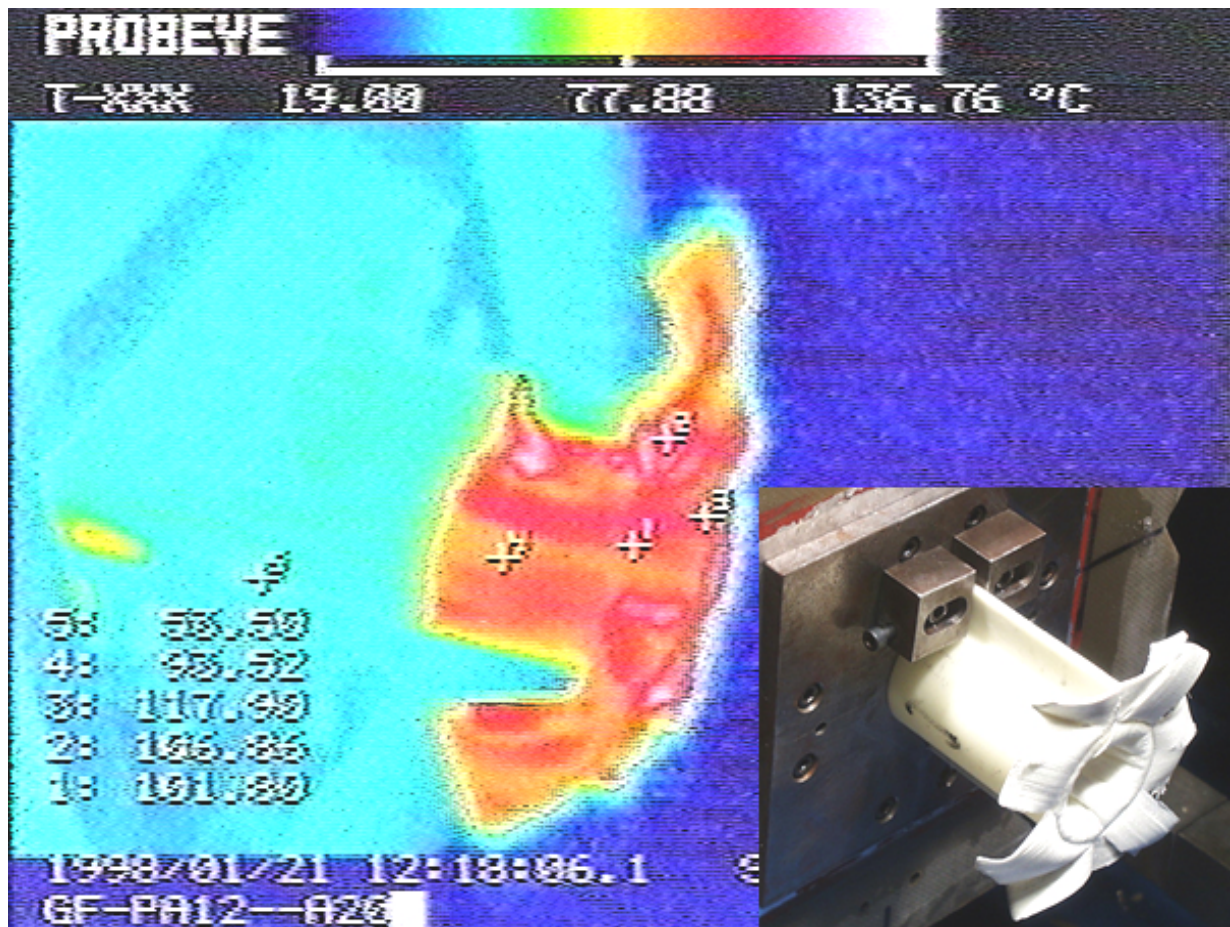
Die Absoluttemperaturen des zerstörten Laminats liegen unmittelbar nach dem Crashversuch je nach Prüftemperatur zwischen ca. 60 und 130 °C. Bei höherer Prüftemperatur erfolgte eine geringere Erwärmung der Crashzone. Es ist anzunehmen, dass während dem Crashvorgang Temperaturen bis oberhalb der Schmelztemperatur der Polyamidmatrix erreicht werden. Aus Reibungs- und Verschleißprüfungen ist bekannt, dass bei Reibbelastung sog. „Hitzeblitze“ mit sehr hohen Temperaturspitzen auftreten [103].

Der Temperaturanstieg ist auf die Deformation der Matrix und Faserbrüche zurückzuführen, aber auch die Reibungseffekte an der Prallplatte bewirken einen weiteren Temperaturanstieg. Dies belegt die Berechnung [102] des von der plastischen Deformation herrührenden Temperaturanstiegs  $\Delta T$  mittels

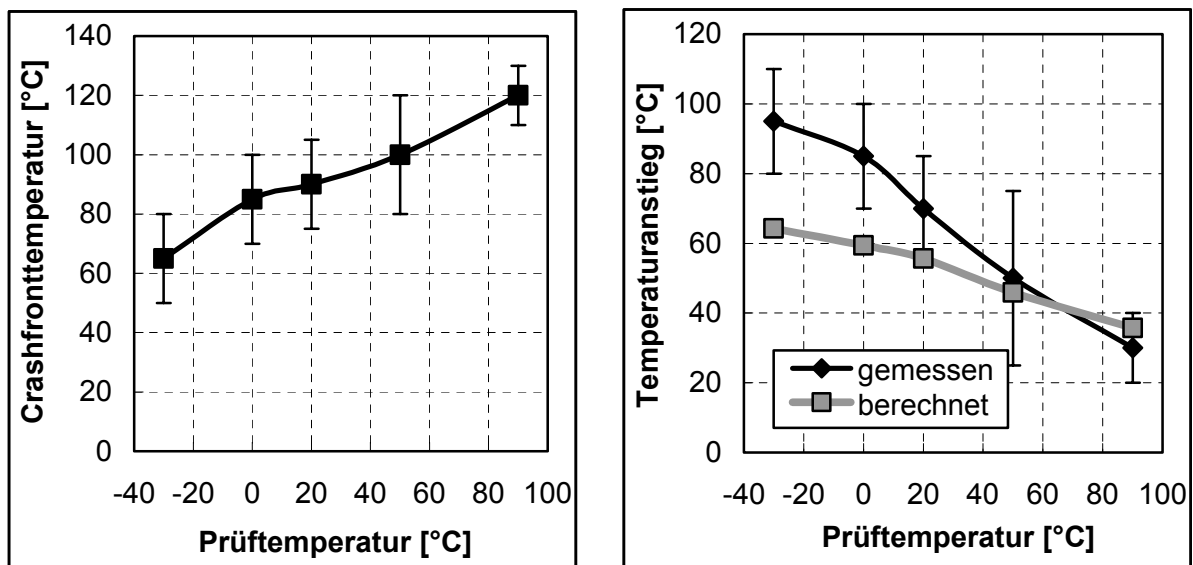
$$\int \sigma \cdot d\varepsilon = \rho \cdot c_p \cdot \Delta T \quad (\text{Gl. 5-1})$$

Die Deformationsenergie  $\int \sigma \cdot d\varepsilon$  entspricht der im Versuch absorbierten Energie.

Die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  von GF/PA12 kann anhand der linearen Mischungsregel bei einem Faservolumenanteil von 55 % und  $c_{p \text{ Glas}} = 800 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$  sowie  $c_{p \text{ PA}} = 1500 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$  bestimmt werden. Dabei wird von einer vollständigen Umwandlung der Deformationsenergie in Wärmeenergie ausgegangen. Die Deformationsenergie entspricht der von der Probe absorbierten Energie. Die Ergebnisse sind in Bild 5.15 zusammengefasst.



**Bild 5.14:** Temperaturverteilung an einem GF/PA12-Absorber nach einem Crashversuch bei 50 °C



**Bild 5.15:** Probentemperatur im gecrashten Bereich eines GF/PA12-Absorbers und Vergleich zwischen berechnetem und gemessenem Temperaturanstieg (rechts)

Bei niedrigeren Temperaturen ist ein wesentlich stärkerer Temperaturanstieg zu beobachten als bei höherer Prüftemperatur. Dies ist auf die erhöhte Reibungswärme infolge des bei niederen Temperaturen steiferen Materials zurückzuführen. Weiterhin ist durch die Matrixerweichung bei hohen Temperaturen ein gewisser „Schmiereffekt“ durch den sog. Transferfilm bei Reibungsvorgängen zu erwarten, der den Reibungskoeffizienten zwischen Laminat und der Stahloberfläche des Impaktors verringert. Hieraus erklärt sich die Differenz zwischen dem in Bild 5.15 nach (Gl. 5-1) berechneten und dem im Crashversuch gemessenen Temperaturverlauf, da bei der Berechnung keine Reibungsvorgänge berücksichtigt sind. Erst bei höheren Temperaturen mit geringer Probenerwärmung durch Reibungsvorgänge kann eine gute Übereinstimmung zwischen berechneter und gemessener Temperatur festgestellt werden.

Bei quasi-statischen Belastungsgeschwindigkeiten treten diese hohen Temperaturen in der Crashfront nicht auf, so dass hier andere Reibungsverhältnisse herrschen. Da der Anteil der Reibung an der Energieabsorption auf bis zu 50 % geschätzt wird [50], ist dies ein möglicher Ansatzpunkt zur Untersuchung des Geschwindigkeitseinflusses auf die Energieabsorption.

Inwiefern durch die Erwärmung in der Bruchzone das im hinteren, ungeschädigten Bereich der Probe befindliche Material durch Wärmeleitung geschwächt wird, lässt sich schwer abschätzen. Ein Crashversuch läuft im Millisekundenbereich ab, so dass



Wärmeleitung nur in einem lokal sehr begrenzten Bereich auftreten kann. Dies kann aber bereits ausreichen, um eine Schwächung des Werkstoffs im Bereich der Crashfront auszulösen. Der Vorgang ist vergleichbar mit der bei FKV mit Duromer-matrix auftretenden Weißbruchzone, die wie in Hochgeschwindigkeitsaufnahmen beobachtet, der Crashfront vorausseilt und damit eine Vorschädigung darstellt [13]. Somit würde die bei hohen Geschwindigkeiten auftretende Materialerwärmung einer mit steigender Dehnrates höheren Materialfestigkeit entgegenwirken.

#### 5.4.2 UD-Gewebe mit 90°-Orientierung

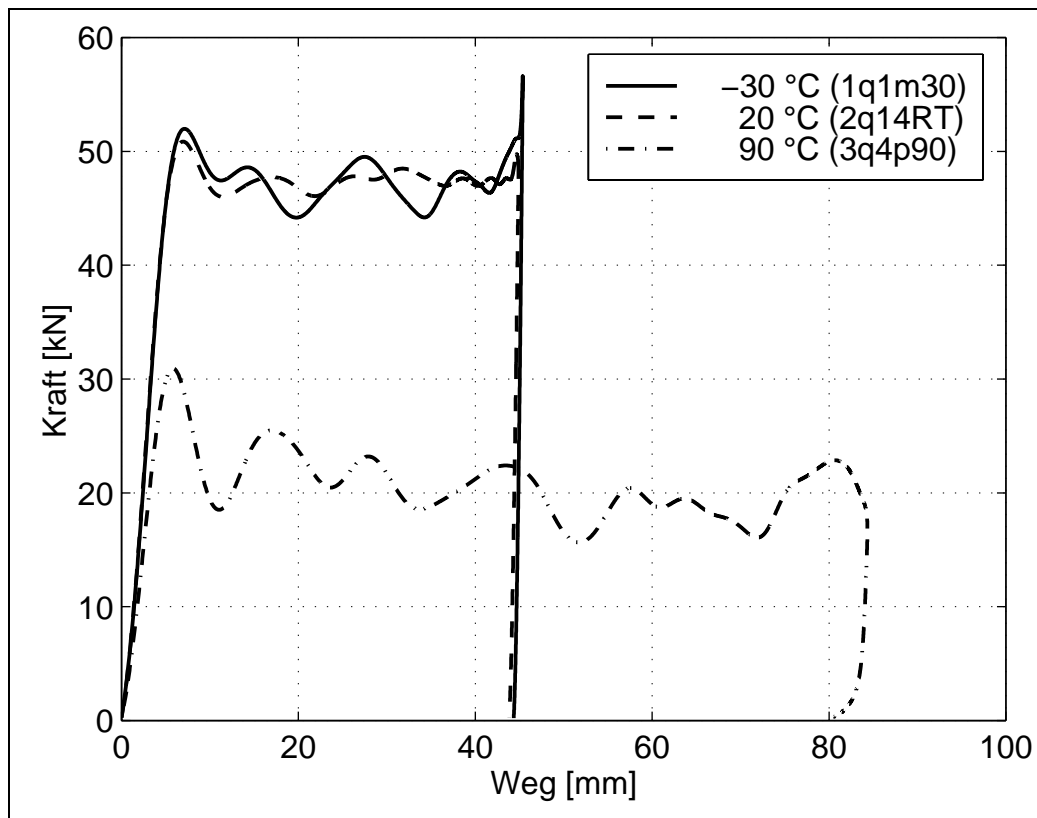


Prüfgeschwindigkeit	Schlittenmasse	Laminatdicke	Faservolumengehalt
9,8 m/s	45,41 kg	1,95 ± 0,03 mm	56 %

**Bild 5.16:** GF/PA12 Crashelemente, Gewebekettfaden mit 90°-Orientierung

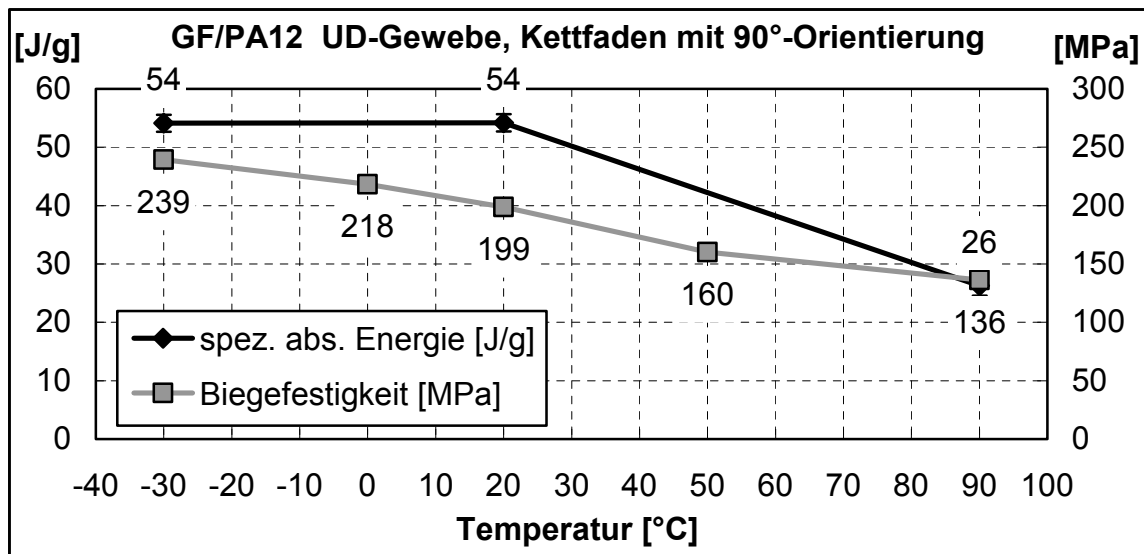
Die Änderung der Gewebeorientierung führt zu einem vollkommen anderen Versagensbild. Anstatt des kontinuierlichen Fließprozesses wird das Laminat bei -30 und 20 °C in halbkreisförmigen Ringen, sogenannten Scherbändern, entlang der Crashfront zerstört. Im Schliffbild ist kein Trümmerkeil und keine zentrale Delamina-

tion zu erkennen. Die Scherebenen liegen zwischen den 90° Fasern, die unter Druckbelastung in die Rohrrinnenseite bzw. -außenseite abscheren. In jedem Scherband befinden sich mehrere 90°-Fäden. Im Vergleich zu den GF/PA12 Absorbern, deren Gewebeschussfäden in Belastungsrichtung orientiert sind, ist die Materialausnutzung schlechter.

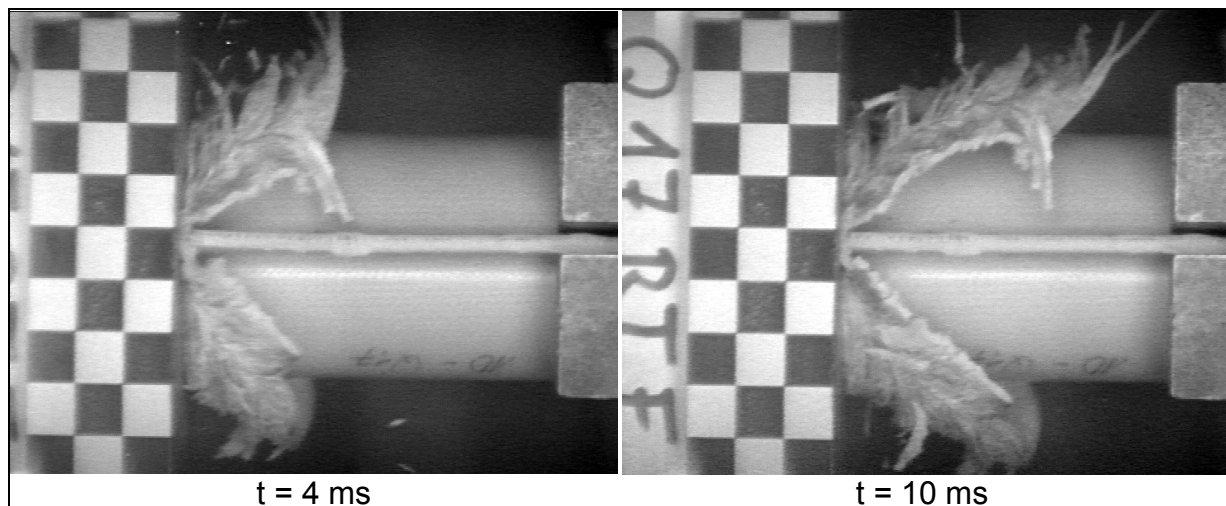


**Bild 5.17:** Kraft-Weg-Diagramm von GF/PA12 Strukturen

Faserbrüche treten nur in den wenigen 0° orientierten Gewebefäden auf. Aufgrund der hohen Zugfestigkeit des Laminats in 90°-Richtung treten keine Längsriss auf, auch nicht in den Profilkanten am Übergang von Rohr zu Flansch. Der Verlauf der Kraft-Weg-Kurven belegt, dass die Mittelkraft und die Energieabsorption bei gemäßigten Temperaturen nicht beeinträchtigt werden. Sowohl bei -30 als auch bei 20 °C stellt sich eine massenspezifische Energieabsorption von 54 J/g ein. Eine Steigerung der Prüftemperatur auf 90 °C bewirkt ein Versagen der Probekörper durch Faltenbeulen mit einer halbierten Energieabsorption.



**Bild 5.18:** Biegefestigkeit nach DIN EN 178 und spezifisch absorbierte Energie von GF/PA12 Crashelementen



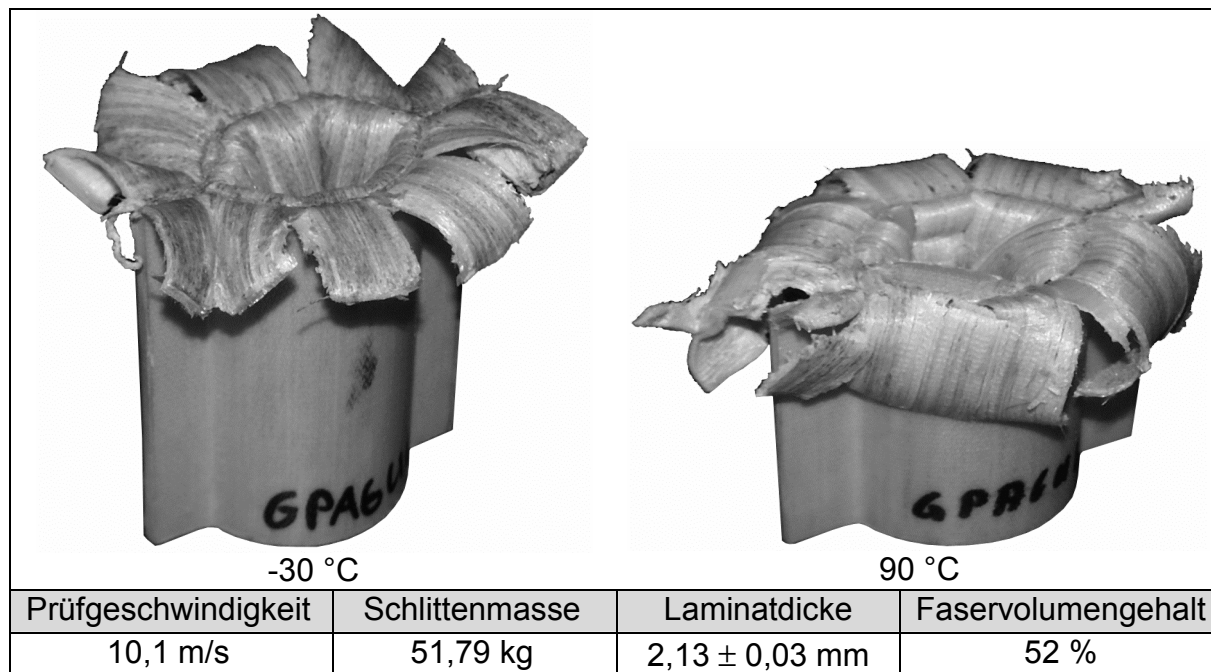
**Bild 5.19:** Hochgeschwindigkeitsaufnahmen eines Crashversuchs bei 20 °C an GF/PA12, UD-Gewebeorientierung senkrecht zur Rohrachse

## 5.5 GF/PA6

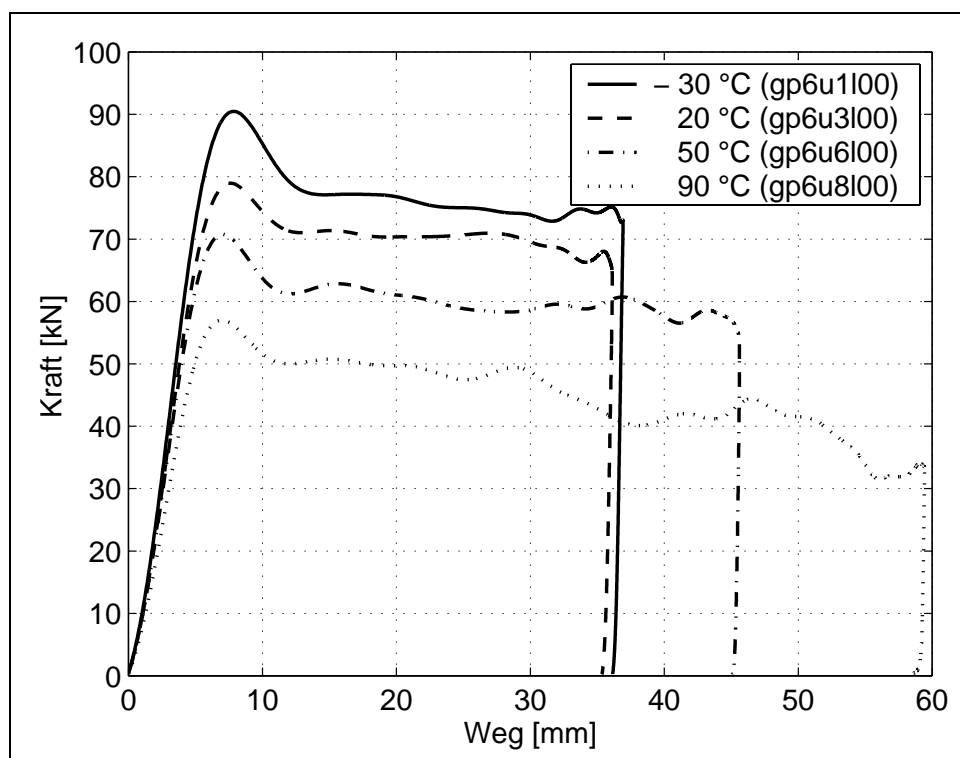
Die Schädigungsausbreitung von crashbelasteten Strukturen aus GF/PA6 entspricht dem zuvor in Kapitel 5.4.1 behandelten GF/PA12 mit UD-Gewebeorientierung parallel zur Rohrachse. Das makroskopische Aussehen der Proben ist identisch. Auch hier findet mit steigender Temperatur ein deutlicher Abfall der Mittelkraft statt. Entsprechend verlängert sich die zerstörte Probenlänge. Auffallend an den Kraft-Weg-Kurven in Bild 5.21 ist der sanfte Abfall des Kraftniveaus am Versuchsende, der



in dieser ausgeprägten Form unter den untersuchten Materialien nur bei der PA6 Matrix zu beobachten ist.

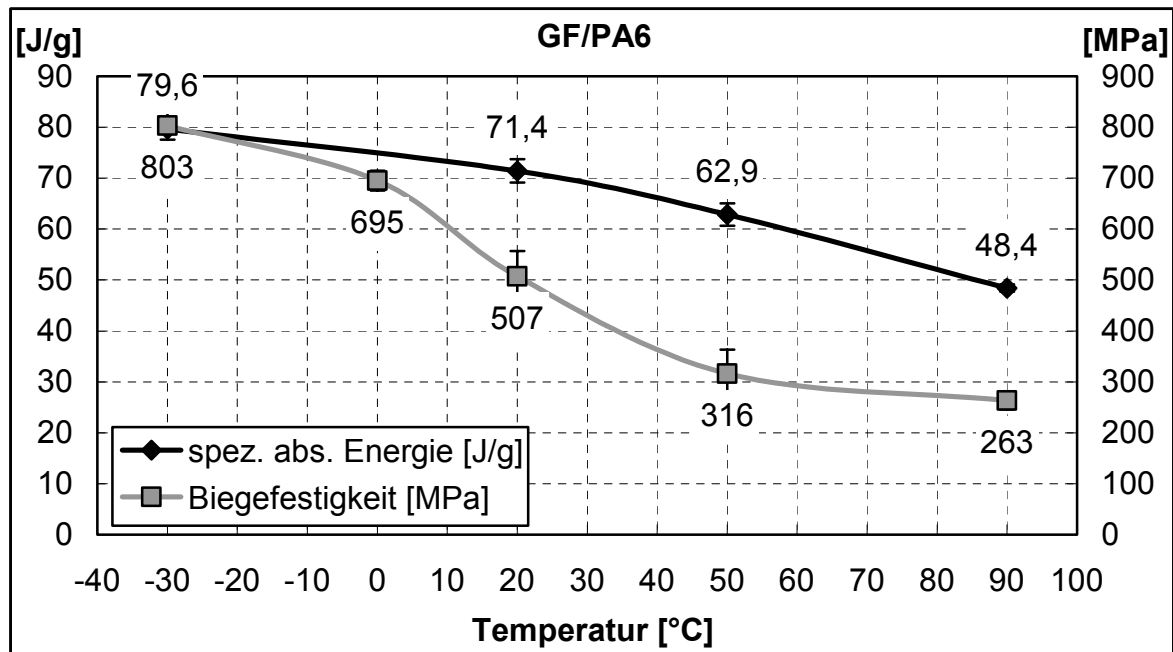


**Bild 5.20:** GF/PA6 Crashelemente



**Bild 5.21:** Kraft-Weg-Diagramm von GF/PA6 Strukturen

Im Vergleich zu GF/PA12 fällt die Biegefestigkeit mit steigender Temperatur stärker ab. Die Tendenz, sinkende Biegefestigkeit als auch Crashspannung bzw. spezifisch absorbierte Energie bei höherer Umgebungstemperatur, ist aber auch in diesem Fall festzustellen.



**Bild 5.22:** Biegefestigkeit nach DIN EN 178 und spezifisch absorbierte Energie von GF/PA6 Crashelementen

## 5.6 Verringerung des Temperatureinflusses auf das Crashverhalten

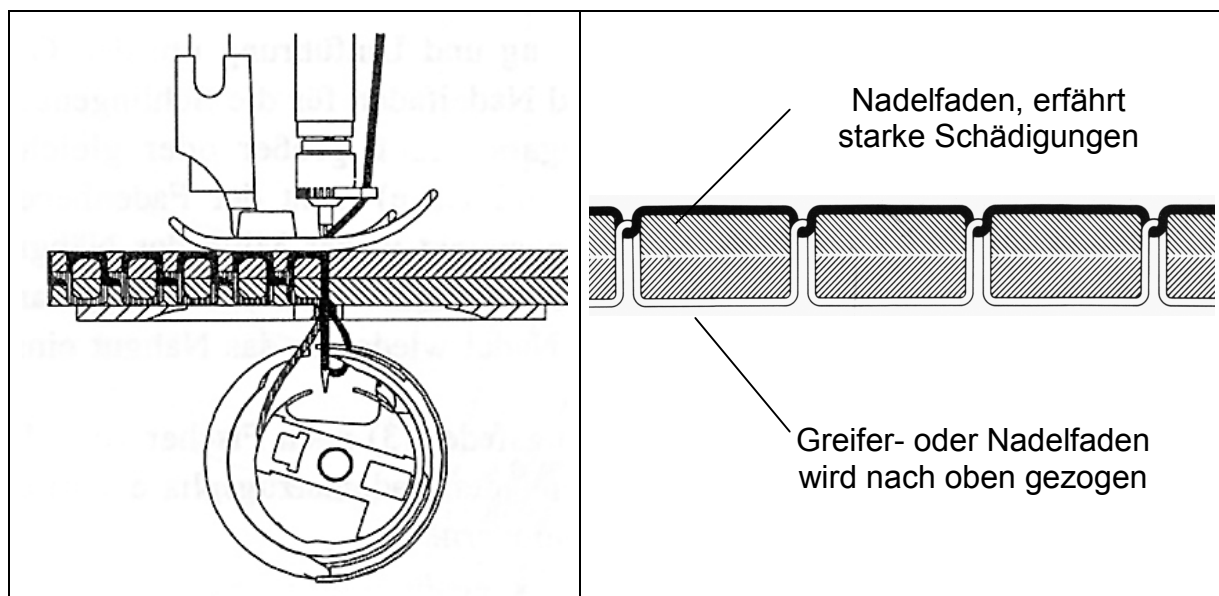
Die bisherigen Untersuchungen haben gezeigt, dass das Crashverhalten der gewebeverstärkten Thermoplaste von der Temperatur beeinflusst wird. Wenn der Werkstoff im Laminatbiegemode versagt, wird vor allem durch inter und intralaminare Scherung Energie absorbiert. Dieser Vorgang spielt sich fast ausschließlich in der Matrixschicht zwischen benachbarten Gewebelagen ab und wird somit stark von den Matrixeigenschaften und der vorherrschenden Temperatur beeinflusst.

### 5.6.1 Z-Verstärkung

Untersuchungen belegen, dass mit ansteigender Stichdichte Delaminationen verringert werden. Selbst das Stichmuster wirkt sich auf das Delaminationsverhalten aus [100]. Eine Verstärkung des Laminates in Dickenrichtung, wie sie durch einen Nähprozess hergestellt werden kann, soll die zentrale Delamination und das Abgleiten der Einzelschichten aufeinander behindern. Der Energieabsorptions-

prozess soll somit durch die zusätzliche Verstärkung in Laminatdickenrichtung kontrolliert werden. Den zu erwartenden Vorteilen steht eine Verminderung der Laminatfestigkeiten in X- und Y-Richtung gegenüber. Diese wird durch eine Faserschädigung im Bereich des Stichloches und eine geringfügige Faserverschiebung hervorgerufen [92].

Das Prinzip des Nähprozesses ist in Bild 5.23 skizziert. Bei der verwendeten Nähmaschine handelt es sich um den Typ 1421-E1 der G.M. PFAFF AG mit Schiebrad-Rollfuß-Transport. Nähversuche zeigen, dass Faserondulationen beim Schiebrad-Rollfuß-Transport durch die nur auf einer Seite fixierten Halbzeuge geringer sind. Bei einem Hüpferttransport, insbesondere mit Unter-, Ober- und Nadeltransport, wird das Nähgut während des eigentlichen Nähprozesses vollkommen fixiert. Ein Ausweichen der Fasern ist somit nicht möglich und die Fasern werden beim Durchstechen geschädigt [93].



**Bild 5.23:** Prinzip des Nähvorgangs (links), Doppelsteppstich

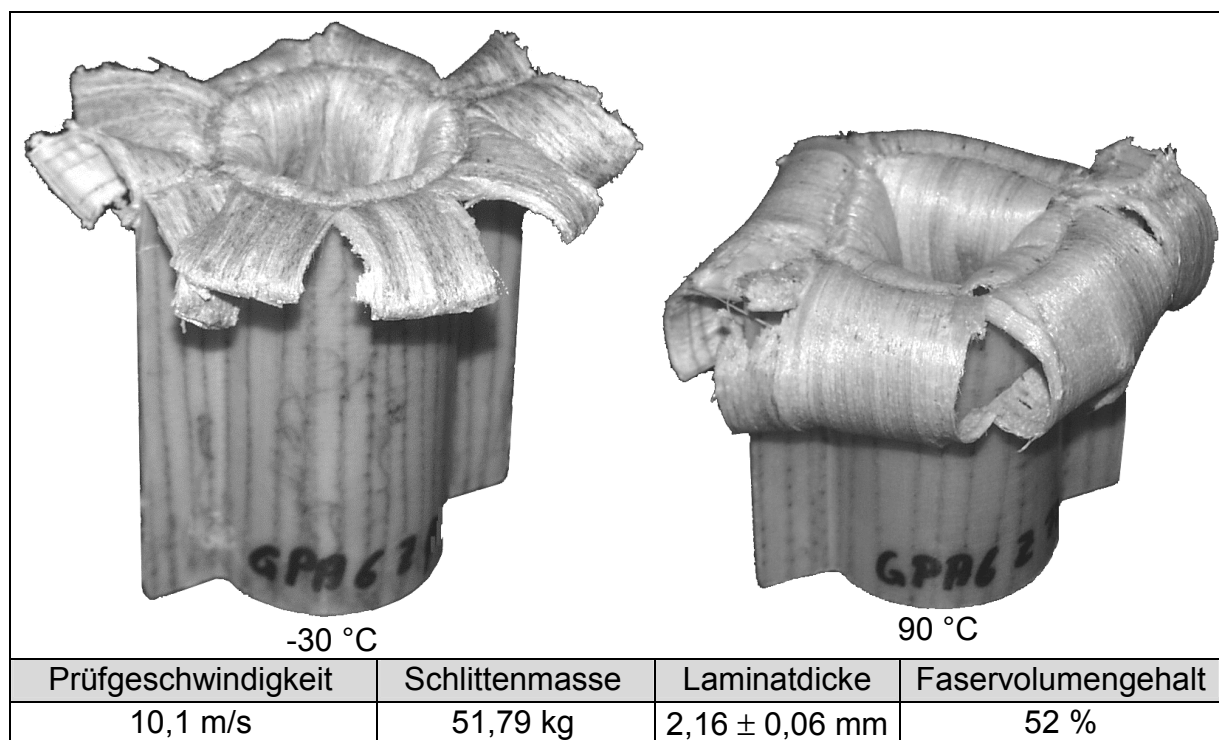
Die Kl. 1421 E1 arbeitet mit einem Doppelsteppstich (Klasse 300). Dieser Stichtyp bietet eine hohe Nahtsicherheit bei einem geringen Fadenverbrauch von der ca. zweifachen Nahtlänge. Eine Materialanhäufung findet weder auf der Ober- noch auf der Unterseite statt.

Der Vorteil des verwendeten Aramid-Fadensystems liegt in der geringen Bruchanfälligkeit beim Nähen. Die 10 Gewebelagen werden mit den dazwischen angeordneten PA6 Folien vor der Konsolidierung im Autoklaven vernäht. Anschließend wurde

zusammen mit dem unvernähten GF/PA6 aus Kapitel 5.5 im Autoklaven Plattenmaterial für die nachfolgende Umformung hergestellt. So ist sichergestellt, dass für beide Materialien die Verarbeitungsparameter identisch sind. Für den Nähprozess gelten folgende Parameter:

- Stichdichte: 5x5 mm
- Greifer und Nadelfaden: Aramid (Kevlar 5, Amann & Söhne GmbH & Co)
- Fadenaufbau: Reißstapelkonstruktion mit 20,5 x 3 tex
- Fadenhöchstzugkraft: 7600 cN bei 4 % Dehnung

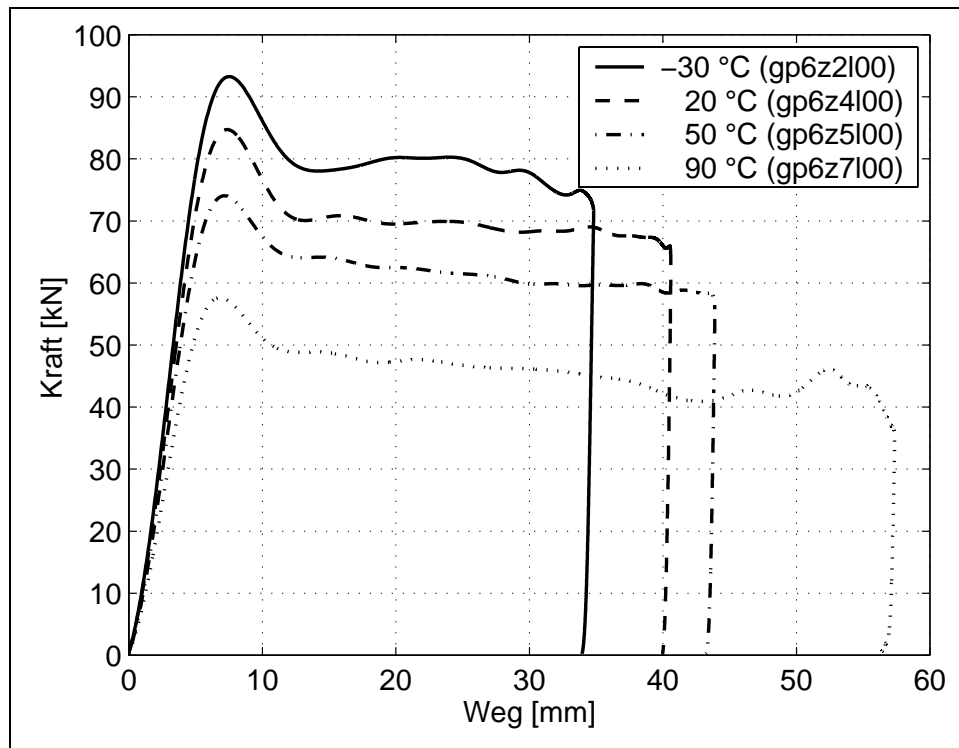
Gegenüber den unvernähten Crashelementen konnte die spezifisch absorbierte Energie um bis zu 4 J/g gesteigert werden. Die Temperaturabhängigkeit kann nicht im gewünschten Maße reduziert werden.



**Bild 5.24:** GF/PA6 Crashelemente mit Z-Verstärkung

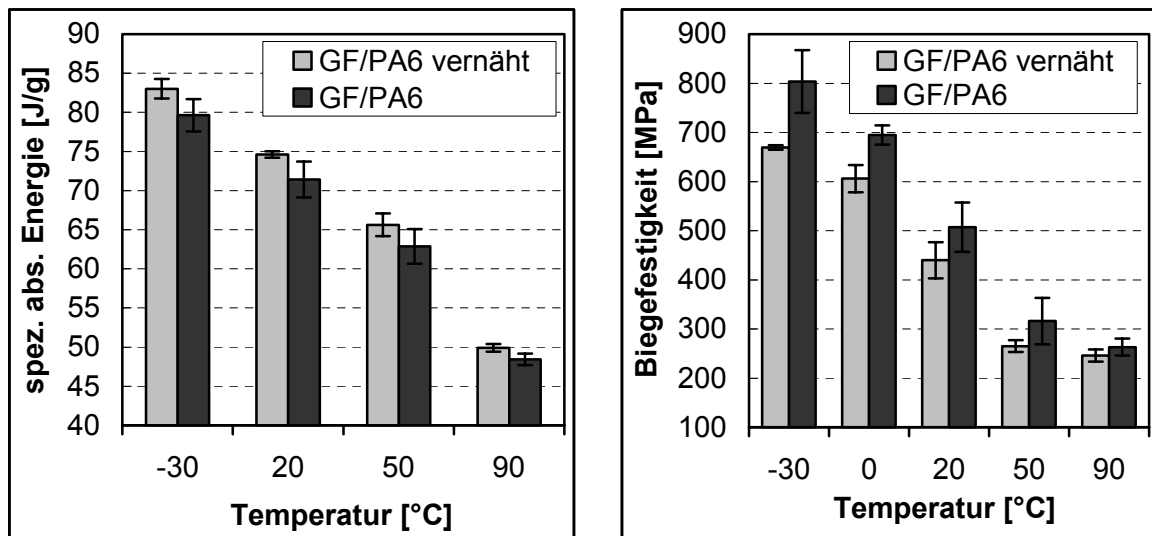
Die höhere Energieabsorption ist auf das Reißen der Aramidfäden im zentralen Delaminationsriss in Wandmitte zurückzuführen. Der Einfluss auf das Temperaturverhalten ist aber nur gering. Mit steigender Temperatur zeigt sich im Vergleich zu unvernähtem GF/PA6 eine ähnliche Reduktion der Mittelkraft. Das Deformationsverhalten der Matrix bei unterschiedlichen Temperaturen ist bei dem vorliegenden

Versagensmode der Laminatbiegung nach wie vor der dominierende Faktor auf die Temperaturabhängigkeit.



**Bild 5.25:** Kraft-Weg-Diagramm von GF/PA6 Strukturen mit Z-Verstärkung

Die bereits angesprochene Laminatschädigung beim Nähprozess konnte auch hier beobachtet werden. Die in Bild 5.26 dargestellte Biegefestigkeit des vernähten Materials verringert sich bei allen Prüftemperaturen gegenüber dem unvernähten Material um bis zu 15 %. Bei der Ermittlung der Druckfestigkeit im Nachversagensbereich nach dem in Kapitel 6.5.1 vorgestellten Verfahren werden mit dem vernähten Material ca. 10 % höhere Festigkeiten gemessen. Unverstärkt wird ein Spannungsniveau von 110 MPa, z-verstärkt hingegen von 124 MPa gemessen.



**Bild 5.26:** Einfluss der Z-Verstärkung auf spezifisch absorbierte Energie und Biegefestigkeit von GF/PA6 Strukturen

### 5.6.2 Amorphes Matrixsystem - GF/PC

Nachdem bei den Polyamiden durchgängig ein stark temperaturabhängiges Crashverhalten zu beobachten ist, das bei dem vorliegenden Versagensmode stark von den Schereigenschaften der Matrix abhängt, wird ein Matrixsystem mit relativ gleichmäßigem Schubmodul-Temperatur-Verlauf ausgewählt. Polycarbonat bietet hier als amorpher Thermoplast gute Voraussetzungen.

Das makroskopische Versagensbild der Proben entspricht dem der Bauteile mit Polyamidmatrix. Das Laminat wird in der Wandmitte getrennt und fließt jeweils nach außen bzw. ins Rohrinne ab. Die nach innen abfließenden Laminatschichten unterliegen aufgrund der Umkehr um 180° einer stärkeren Scherung, während die äußeren Lagen bedingt durch die Umfangserweiterung Längsrisse aufweisen und nur um etwa 90° umgelenkt werden. Dieses Versagensbild stellt sich bei allen Temperaturen ein. Bei -30 °C delaminieren vereinzelt Gewebelagen. Mit steigender Temperatur und zunehmender Duktilität der Matrix stellen sich keine Delaminationen mehr ein.

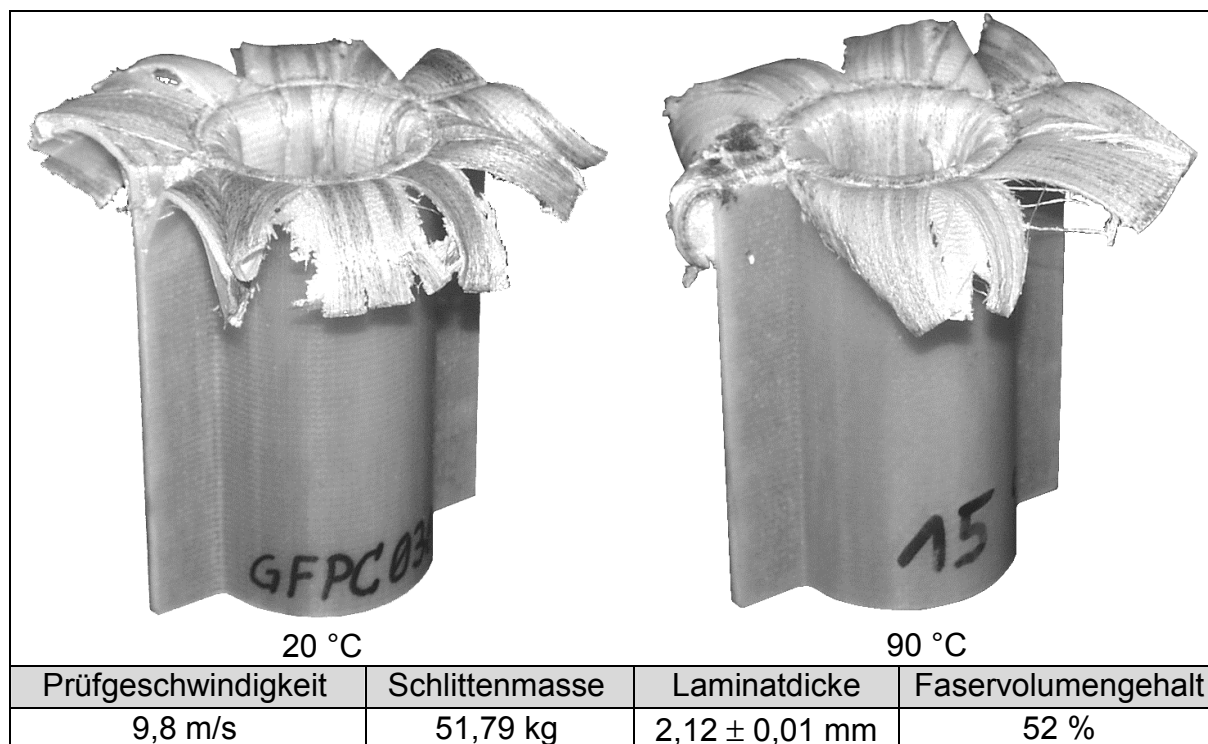


Bild 5.27: GF/PC Crashelemente

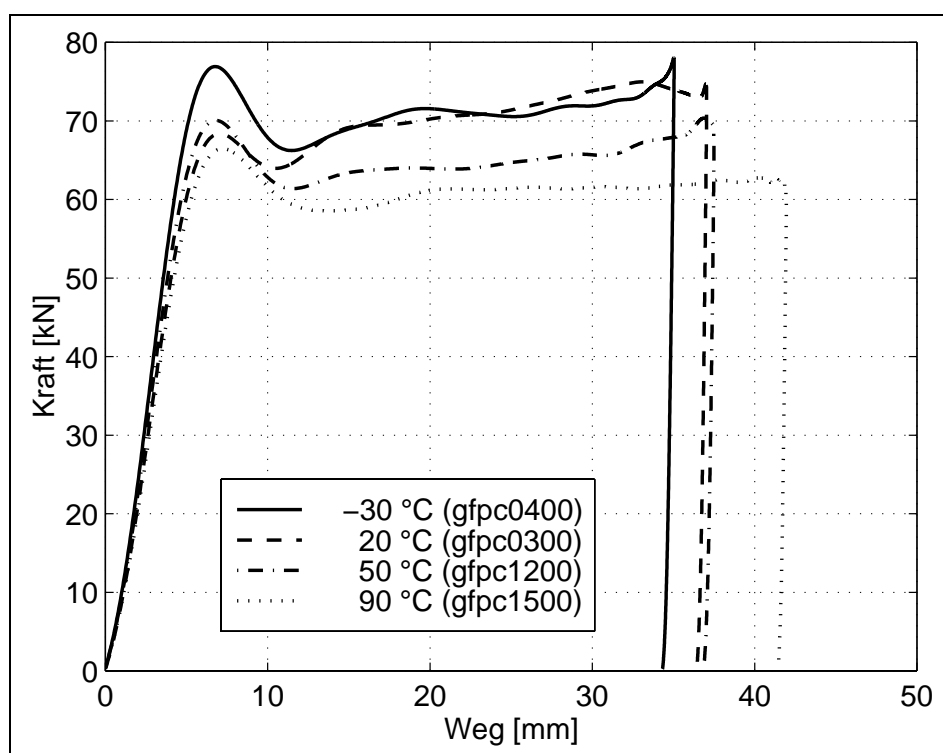
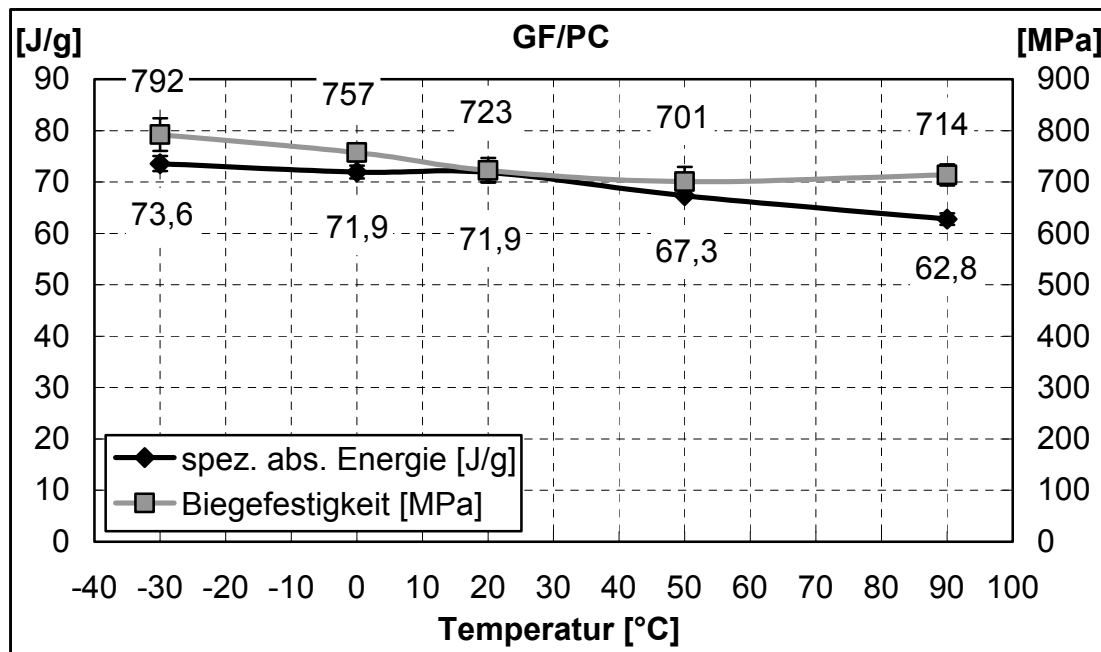


Bild 5.28: Kraft-Weg-Diagramm von GF/PC Strukturen

Im 3-Punkt Biegeversuch zeigt sich, dass das Abgleiten der Laminatlagen aufeinander und damit auch die Biegefestigkeit mit PC-Matrix in weitaus geringerem Maße durch die Prüftemperatur beeinflusst wird als mit einer PA-Matrix. Ein geringer Abfall der Biegefestigkeit und der spezifischen Energieabsorption bei höheren Prüftemperaturen ist auch hier erkennbar.



**Bild 5.29:** Biegefestigkeit nach DIN EN 168 und spezifisch absorbierte Energie von GF/PC Crashelementen

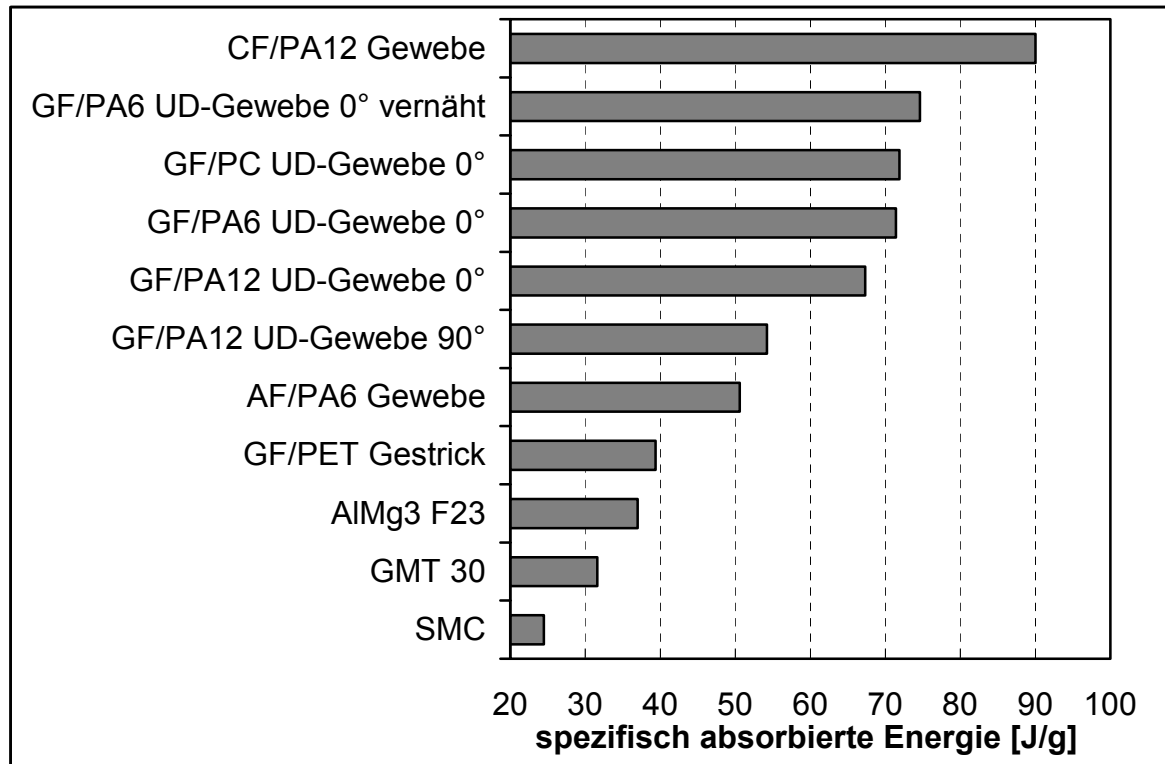
## 5.7 Analyse und Diskussion der experimentellen Ergebnisse

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen hat sich die Laminatbiegung als effektivster Versagensmode für gewebeverstärkte Thermoplaste herausgestellt. Bei Proben, die diesen Versagensmode aufweisen zeigt sich beim Vergleich der spezifischen Energieabsorption mit der Biegefestigkeit grundsätzlich die gleiche Tendenz. Mit steigender Temperatur nehmen beide Werte in der gleichen Größenordnung ab.

Bei 20 °C wurde eine massenspezifische Energieabsorption von bis zu 90 J/g für kohlenstoffgewebeverstärktes Polyamid 12 ermittelt. Glasfasergewebeverstärktes PA6, PA12 und PC erreichen bei dieser Temperatur Werte um 70 J/g. Das nachfolgende Diagramm zeigt die untersuchten Materialien im Vergleich zu anderen



Werkstoffen, die mit identischer Geometrie in dynamischen Crashversuchen getestet wurden.



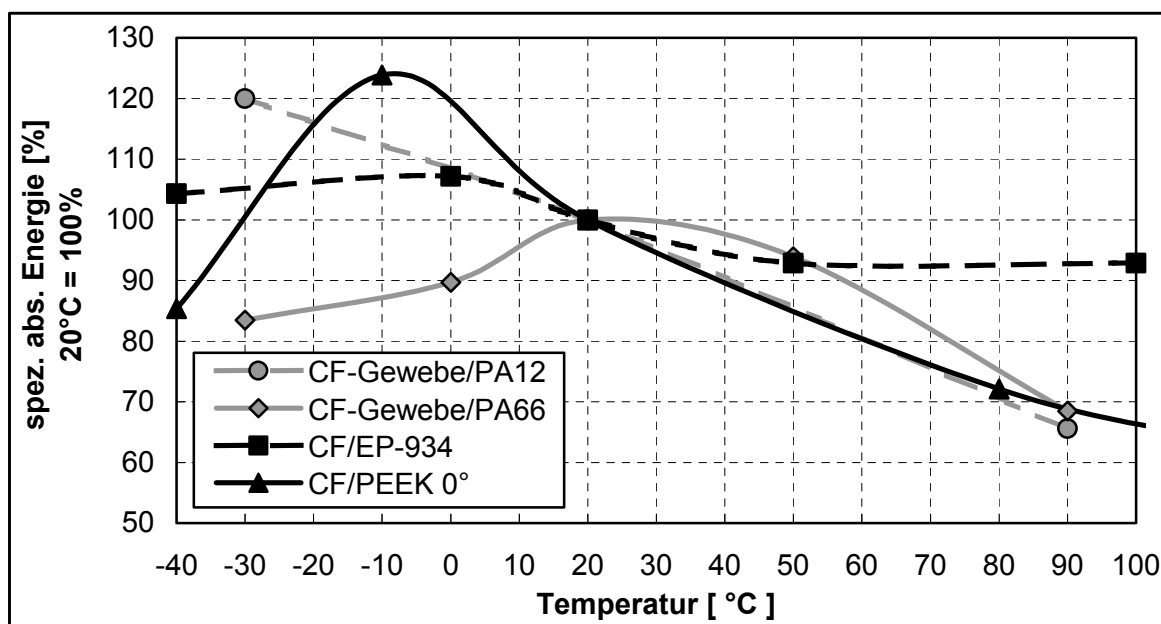
**Bild 5.30:** Spezifisch absorbierte Energie von Crashelementen, Prüftemperatur 20 °C, Wanddicke 1,9 bis 2,3 mm, Prüfgeschwindigkeit 6 bis 10 m/s, Geometrie entsprechend Bild 4.1

Die beim Crashvorgang vorherrschende Mittelkraft zeigt bei allen untersuchten Matrixsystemen eine Abhängigkeit von der Prüftemperatur. Besonders ausgeprägt ist diese bei den gewebeverstärkten teilkristallinen Thermoplasten, Polyamid 6 und Polyamid 12. Hier erfolgt im Temperaturbereich zwischen -30 bis 90 °C ein Abfall der Energieabsorption um 40 bis 50 %. Die niedrigsten gemessenen Werte sind aber immer noch bei über 40 J/g und somit über denen eines hochfesten Aluminiums angesiedelt.

Eine wirkungsvolle Verringerung der Temperaturabhängigkeit kann mit amorphen Matrixsystemen erreicht werden. Dies zeigen die Versuchsergebnisse von Crashabsorbieren mit Polycarbonatmatrix. Bei steigender Temperatur ist auch hier ein Abfall der spezifischen Energieabsorption festzustellen, dieser bewegt sich mit etwa 10 % in einem wesentlich geringeren Rahmen.

Vergleicht man die unter Temperatureinfluss an CFK mit verschiedenen Matrixsystemen quasi-statisch und dynamisch durchgeführten Crashversuche, so ist festzustellen, dass der geringste Temperatureinfluss mit T300 Kohlenstofffaser/EP 934 erreicht wurde [8], [20], [33], [69]. Selbst mit einer ausgesprochenen Hochtemperaturthermoplastmatrix wie PEEK ist ein spürbarer Temperatureinfluss auf das Crashverhalten festzustellen.

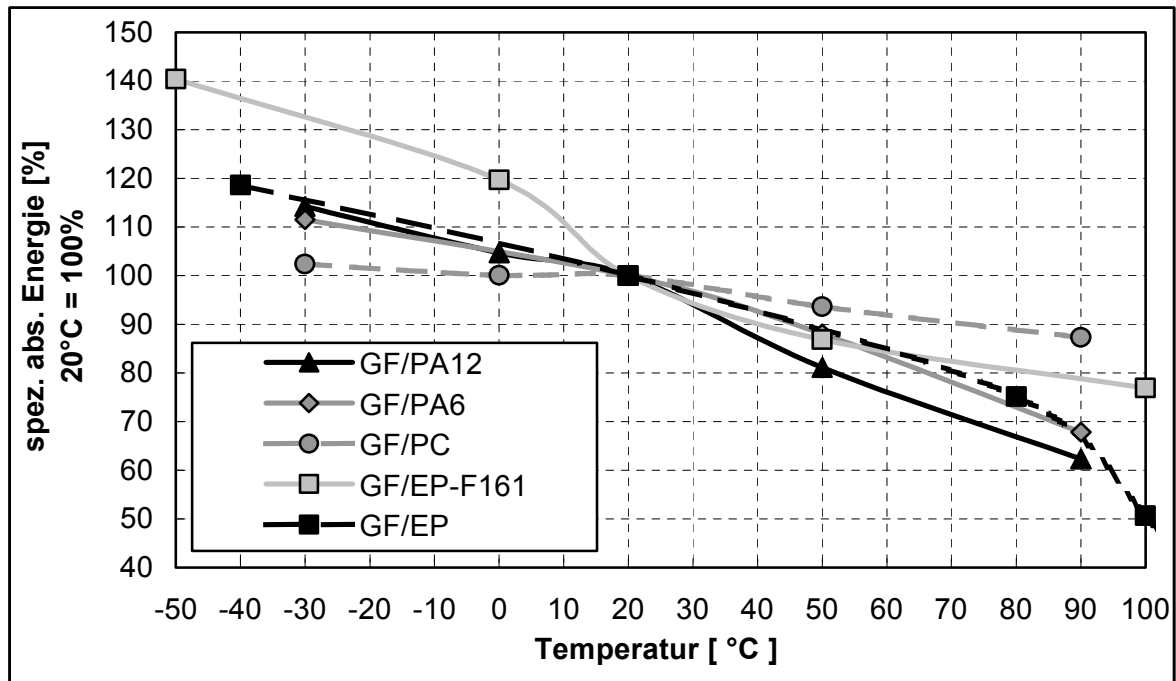
Bei einer Normierung der unter Temperatureinfluss gemessenen Werte auf den bei 20°C ermittelten Wert zeigen sich zwischen -40 und 100°C an CF/EP Schwankungen kleiner  $\pm 10\%$ . Bild 5.31 belegt, dass bei CF/PEEK, CF/PA66 und CF/PA12 die Bandbreiten deutlich größer sind. Auffallend ist die Ausbildung eines Bereiches der maximalen Energieabsorption bei CF-verstärktem PA66 und PEEK. Beide weisen einen Wechsel im Versagensmode auf. Die Versteifung der Matrix bei niedrigen Temperaturen führt in beiden Fällen zu einem spröden und somit weniger energieabsorbierenden Bruchverhalten.



**Bild 5.31:** Änderung der Energieabsorptionseigenschaften von CFK unter Temperatureinfluss, jeweils auf 20 °C normiert

Bei der Betrachtung der durchgeführten Crashversuche unter Temperatureinfluss an GFK unter den gleichen Gesichtspunkten - Ansatz der spezifisch absorbierten Energie bei 20 °C zu 100 % (vgl. Bild 5.32) - zeigt sich gegenüber der CF-Verstärkung ein etwas anderes Bild. Im Temperaturintervall von -50 bis 100 °C verringert sich die spezifische Energieabsorption kontinuierlich mit steigender Temperatur.

Auffallend sind die temperaturbedingt großen Abweichungen bei Strukturen mit Duromermatrix [20], [71]. Die geringsten Schwankungen werden im Rahmen dieser Arbeit mit einer PC-Matrix gemessen.



**Bild 5.32:** Änderung der Energieabsorptionseigenschaften von GFK unter Temperatureinfluss, jeweils auf 20 °C normiert

### 5.7.1 Energieabsorptionsmechanismen von gewebeverstärkten Thermoplasten

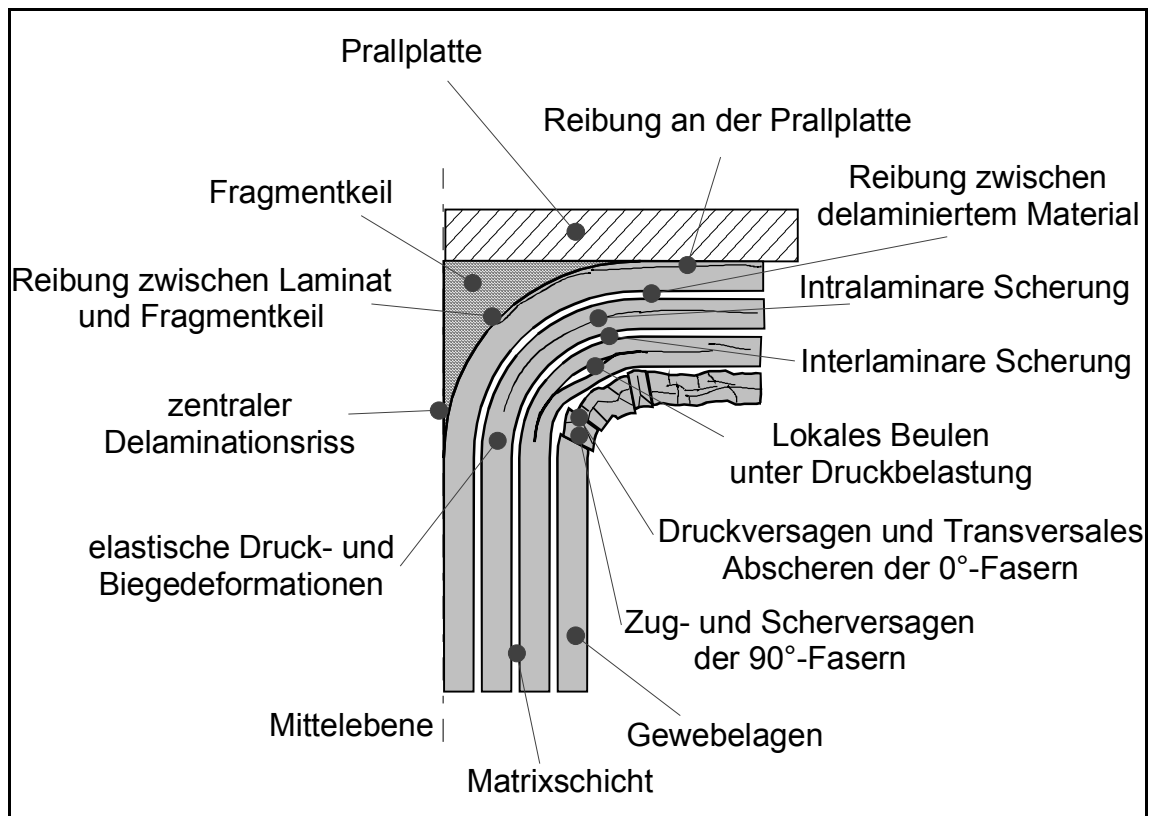
Bei allen untersuchten gewebeverstärkten Thermoplasten tritt der Laminatbiegemode auf. Lediglich bei den CF/PA66 Crashelementen mit 1 mm Wanddicke zeigte sich ein abweichendes Versagensmuster, das aber auf die geringe Wanddicke zurückzuführen ist, welche die Ausbildung eines stabil fortschreitenden Laminatbiegemodes nicht zulässt. Dadurch stellt sich der Wechsel von transversalem Schubversagen hin zu einem ansatzweisen Faltenbeulen ein.

Der Versagensmode wird maßgeblich von der Faserorientierung beeinflusst:

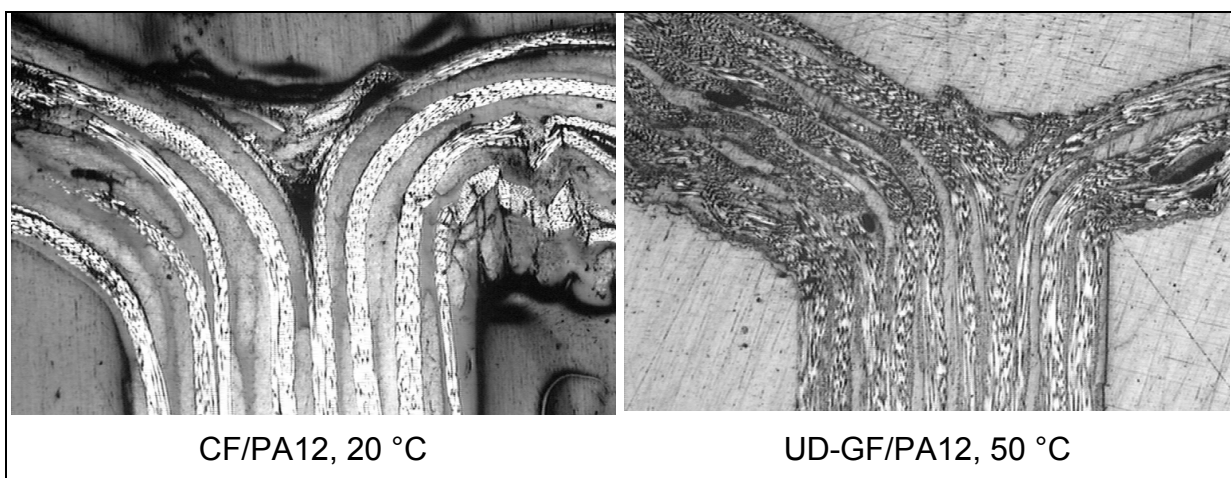
- Ein hoher Faseranteil mit  $0^\circ$ -Orientierung führt zu einem Laminatbiegemode. Das Laminat delaminiert zentral in der Wandmitte und fließt zu beiden Seiten der Crashfront ab. Während dieses Fließprozesses wird äußerst effektiv Energie absorbiert, da jede Volumeneinheit, die durch die Crashfront fließt, starken plastischen Deformationen unterliegt. Ein gewisser Anteil an  $90^\circ$ -Fasern ist zur Rissstabilisierung erforderlich, da sich ansonsten zwischen den  $0^\circ$ -Fasern entstehende Längsrisse in der Rohrwand ungehindert ausbreiten können und die Strukturstabilität zunichte machen.
- Ein hoher Faseranteil in  $90^\circ$ -Richtung fördert transversalen Schubbruch. Unter der anliegenden Druckbelastung wird die maximale Druckfestigkeit des Laminats in axialer Richtung vor der maximalen Zugfestigkeit in radialer Richtung erreicht. Zudem sinkt die Scherfestigkeit in Laminatdickenrichtung mit steigendem  $90^\circ$ -Faseranteil. Dies bewirkt, dass die Rissausbreitung bevorzugt parallel zu den Umfangsfasern stattfindet. Größere Teile der abgesicherten Wandbereiche werden nicht bzw. nur gering deformiert und absorbieren daher auch nur wenig Energie. Somit ist der Versagensmode mit transversalem Schubbruch ineffizienter als die Laminatbiegung. Die Untersuchungen an CF/PA66 und CF/PA12 zeigen, dass bereits bei einem Umfangs- zu Axialfaserverhältnis von 1:1 transversaler Schubbruch einsetzen kann. Daher muss ein größerer Faseranteil in  $0^\circ$ -Richtung orientiert sein.
- Faltenbeulen ist im Vergleich zu den beiden zuerst genannten Versagensmodes aufgrund der schlechten Materialausnutzung bei der Energieabsorption wenig effektiv. Dieser Versagensmode wird durch eine geringe Druckfestigkeit des Laminats in axialer Richtung bei gleichzeitig hoher Umfangsfestigkeit begünstigt. Typischerweise stellt sich dieses bei aramidfaserverstärkten Kunststoffen auftretende Versagensbild auch bei glas- oder kohlenstoffgewebeverstärkten Kunststoffen ein, sobald eine schlechte Faser-Matrix-Haftung besteht oder die Matrix eine verminderte Steifigkeit aufweist. In beiden Fällen wird die Verstärkungsfaser nur ungenügend gestützt. Bei erhöhten Prüftemperaturen konnte dies an Bauteilen mit Polyamidmatrix beobachtet werden.

Schliffbilder der Crashzone und veraschte Laminatstücke aus dem gecrashten Probenbereich belegen, dass das Gewebe beim Laminatbiegemode im Crashvorgang nur teilweise geschädigt wird. Neben den Längsrissen in der Rohrwand, welche die in  $90^\circ$ -Richtung verlaufenden Gewebefäden schädigen, treten Faserbrüche in

den umgebogenen Laminatstreifen vorwiegend in solchen Laminatlagen auf, die nach der zentralen Delamination unmittelbar an der Prallplatte anliegen. Die in  $0^\circ$ -Richtung verlaufenden Fasern der äußeren Laminatschichten weisen Scherbrüche infolge des kleinen Biegeradius auf. Die Energieabsorptionsmechanismen sind in Bild 5.33 skizziert.

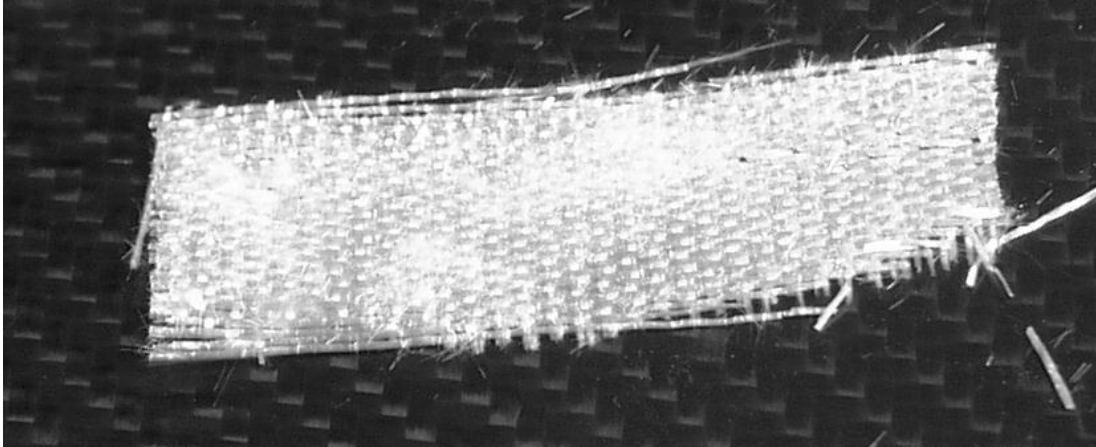


**Bild 5.33:** Energieabsorptionsmechanismen gewebeverstärkter Thermoplaste



**Bild 5.34:** Schliiffbilder aus der Crashfront

Zwischen den teilweise geschädigten Gewebelagen finden sich z. T. mehrere nahezu unzerstörte Gewebeschichten, was die hohe verbleibende Restfestigkeit der Laminatstreifen erklärt. Bild 5.35 zeigt eine durch Veraschen freigelegte intakte GF-Gewebelage aus einem umgebogenen Laminatstreifen.



**Bild 5.35:** Veraschte, intakte Gewebelage aus der Crashzone eines GF/PA12-Absorbers

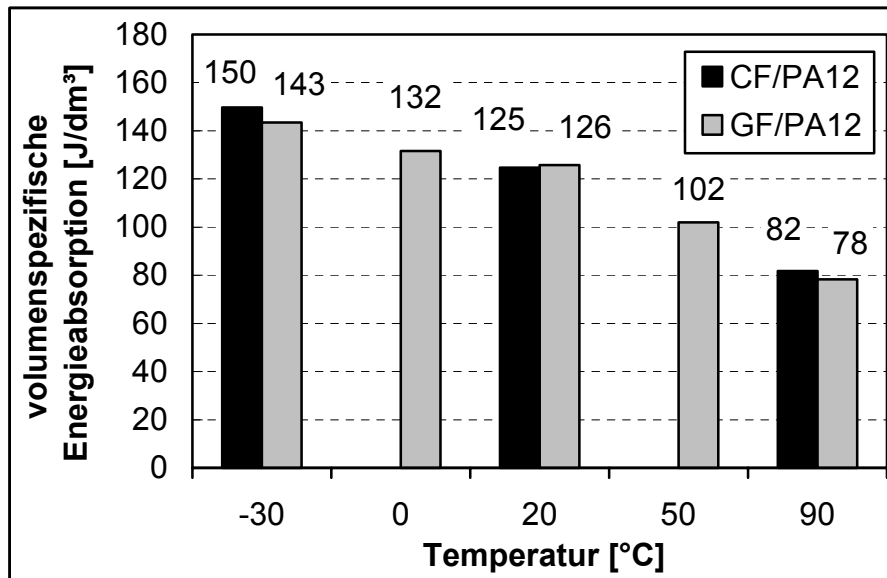
Die im Vergleich zu Duromeren sehr hohe Bruchdehnung von PA und PC trägt ebenfalls zu der hohen Reststeifigkeit bei. Bedingt durch die starke Erwärmung in der Crashfront wird der Polymer beim Crashvorgang bis in die Regionen der Schmelztemperatur aufgeheizt und kühlt anschließend wieder ab. Da die Erwärmung bereits mit der plastischen Deformation einsetzt, ist die Matrix über weite Bereiche des Crashvorgangs sehr zäh. Es können keine nennenswerten Delaminationen auftreten und trotz der starken Deformation kann auch kein Matrixmaterial aus dem Gewebe herausbröckeln.

### 5.7.2 Betrachtung der volumenspezifischen Energieabsorption

Bei GF/PA12 und CF/PA12 zeigt sich trotz unterschiedlicher Faser- und Webart das gleiche Versagensbild sowie ein ähnliches Kraftniveau von 35 bis 70 kN, je nach vorherrschender Prüftemperatur. Somit kann die bessere massenspezifische Energieabsorption von CF/PA12 nur auf die geringere Dichte der Kohlenstofffaser zurückzuführen sein. Die unterschiedlichen Festigkeiten und Steifigkeiten der Lamine haben hierauf keinen Einfluss.

Durch Multiplikation der massenspezifischen Energieabsorption  $E_s$  mit der jeweiligen Dichte  $\rho$  erhält man eine volumenspezifische Energieabsorption  $E_v$ . Bei der

Gegenüberstellung dieses Kennwerts (Bild 5.36) errechnen sich annähernd identische Werte für CF/PA12 ( $\rho = 1,4 \text{ g/cm}^3$ ) und GF/PA12 ( $\rho = 1.9 \text{ g/cm}^3$ ).



**Bild 5.36:** Vergleich der volumenspezifischen Energieabsorption von CF- und UD-GF-gewebeverstärktem Polyamid 12

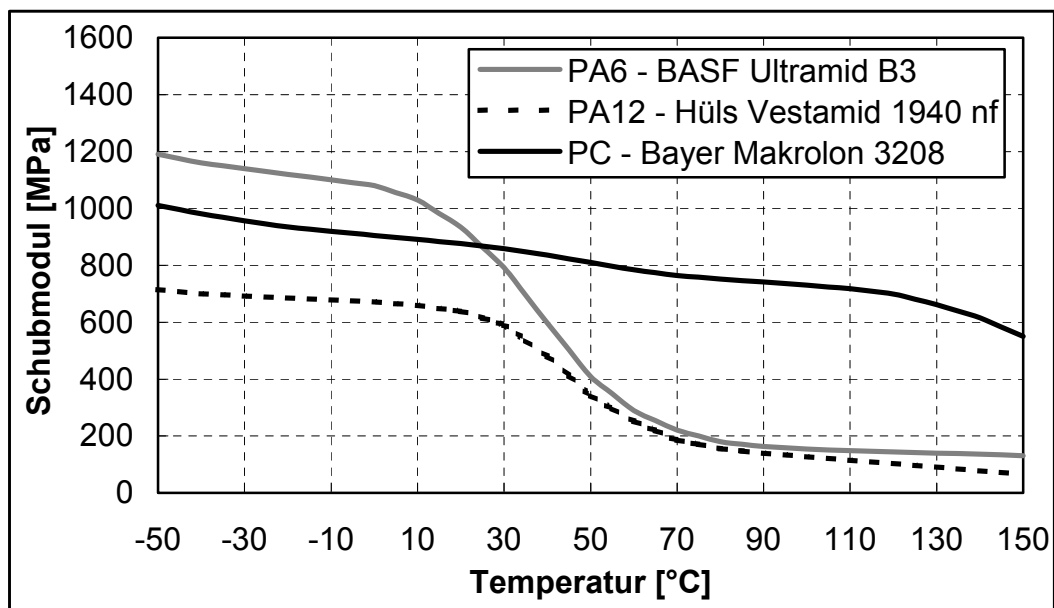
Ein Großteil des Energieabsorptionsprozesses muss daher durch Reibungseffekte und die plastische Deformation der Matrix erfolgen, womit sich die starke Temperaturabhängigkeit der Crashkennwerte von den Matriceigenschaften erklärt. Die Aufgaben der Fasern beim Crashvorgang dienen damit in erster Linie zur

- Stabilisierung der Crashfront durch die gezielte Weiterleitung der Rissausbreitung in der Bauteilwand entlang der Fasern
- Versteifung des nicht in der Crashfront befindlichen Bauteilabschnitts

Hinsichtlich der Faserorientierung ist ein größerer Anteil an 0°-Fasern für eine hohe axiale Steifigkeit und Festigkeit des unzerstörten Probenbereichs erforderlich. Gleichzeitig sind diese Fasern zur ausreichenden Stabilisierung, sowohl der Struktur als auch der Crashfront, durch zusätzliche Umfangslagen abzustützen.

Der bei Versuchsbeginn zu beobachtende Kraftpeak tritt während der Auslenkung der zunächst parallel zur Rohrachse orientierten Fasern auf und schwächt sich ab, sobald diese in der Crashfront nach innen und außen abfließen. Gleichzeitig beginnt in diesem Stadium der zentrale Delaminationsriss. Danach stellt sich eine stabile,

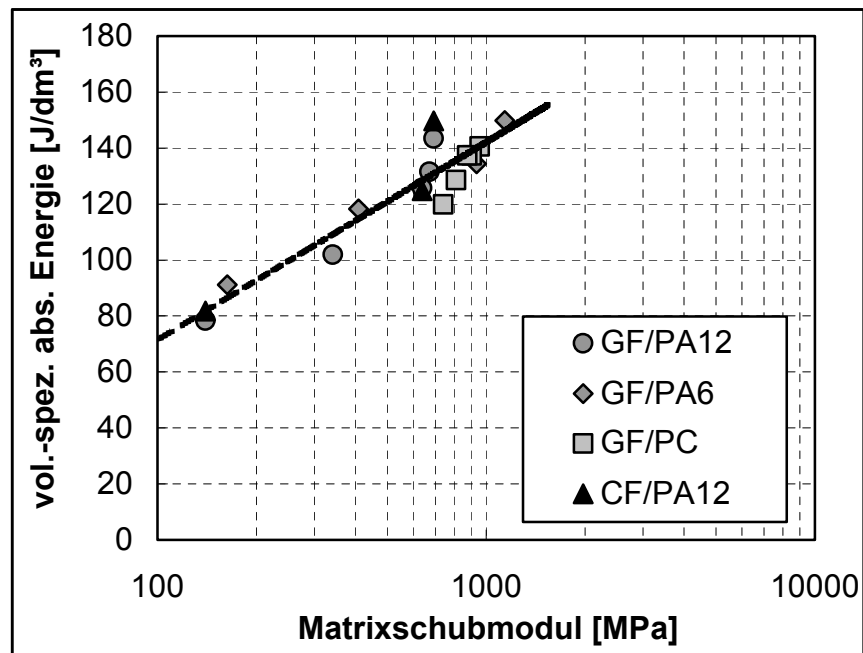
kontinuierlich unter der anliegenden Last fortschreitende plastische Deformation ein. Dabei wird durch die plastische Deformation der Matrix Energie absorbiert. Damit ist der Temperatureinfluss auf das Crashverhalten primär vom Schubmodul sowie der Scherspannungs-Scherdehnungs-Kurve der Matrix dominiert. Bild 5.37 zeigt den typischen Verlauf des Schubmoduls als Funktion der Temperatur von PA6, PA12 und PC, wie er für eine Vielzahl von Thermoplasten in der Campus-Datenbank der Kunststoffhersteller verfügbar ist.



**Bild 5.37:** Schubmodul der verwendeten Matrixsysteme

Gegenüber Polycarbonat fällt der Schubmodul der Polyamide bereits ab 20 °C spürbar ab. Bei niedrigeren Temperaturen werden die Polyamide deutlich steifer, so dass auch bei -30 °C die spezifisch absorbierte Energie von GF/PA6 gegenüber GF/PC steigt. Rechnet man die massenspezifische Energieabsorption mittels der jeweiligen Dichte der im Laminatbiegemode versagenden FKV um und trägt dies über dem logarithmischen Matrixschubmodul auf, erhält man das in Bild 5.38 dargestellte Diagramm. Dabei zeigt sich, dass sich alle Materialien entlang einer Geraden gruppieren. Damit besteht ein unmittelbarer Zusammenhang zwischen Schubmodul, Temperaturabhängigkeit und absorbiertener Energie. Dieses Ergebnis gilt für die in dieser Arbeit untersuchten gewebeverstärkten Thermoplaste und unter der Einschränkung, dass Geometrie und Wanddicke bei allen Bauteilen nur gering voneinander abweichen.





**Bild 5.38:** Volumenspezifisch absorbierte Energie als Funktion des Matrixschubmoduls

Damit können an die Matrix für eine optimale Energieabsorption im Laminatbiegemode folgende Anforderungen gestellt werden:

- Hohe Bruch- und Scherdehnung bei gleichzeitig hohem und über den Anwendungstemperaturbereich möglichst konstantem Schubmodul.
- Geringe Wasseraufnahme und hohe Alterungsbeständigkeit um auch langfristig ein konstantes Energieabsorptionsvermögen des Laminats zu gewährleisten.

Beide Anforderungen sind mit amorphen Thermoplastmatrices zu erfüllen.

## 6 Crashsimulation von CFK-Bauteilen

### 6.1 Einleitung

Für transiente, hochdynamische Belastungen wie Crash, Impact oder Wellenausbreitungsvorgänge werden explizite Finite-Elemente-Programme eingesetzt. Die am weitesten verbreiteten expliziten Codes, die derzeit zur Crashberechnung verwendet werden, sind PAM-Crash, LS-DYNA und RADIOSS. Zur Berechnung von FKV sind in diesen Programmen entsprechende Materialmodelle implementiert, die den orthotropen Eigenschaften dieses Werkstoffs Rechnung tragen. Ausgangspunkt für die FE-Berechnung ist die mittels Finiter Elemente diskretisierte Bewegungsgleichung. Sie lautet:

$$M \cdot \ddot{u} + C \cdot \dot{u} + K \cdot u = F_{ext} \quad (\text{Gl. 6-1})$$

Mit:	$M$	Massenmatrix
	$C$	Dämpfungsmatrix
	$K$	Steifigkeitsmatrix
	$\ddot{u}$	Beschleunigungsvektor
	$\dot{u}$	Geschwindigkeitsvektor
	$u$	Verschiebungsvektor
	$F_{ext}$	Äußere Kräfte

Diese Bewegungsgleichung wird mit einem expliziten Integrationsverfahren (zentrales Differenzenverfahren) über die Zeit integriert. Als Ergebnis wird die Zeitantwort eines Systems berechnet. Um eine Lösung der Bewegungsgleichung zum Zeitpunkt  $t+\Delta t$  zu erhalten, werden Geschwindigkeiten und Beschleunigungen zum Zeitpunkt  $t$  durch Differenzenbildung der Verschiebungen zu den Zeitpunkten  $t-\Delta t$ ,  $t$  und  $t+\Delta t$  abgeleitet.

Um die Stabilität der expliziten Zeitintegration zu gewährleisten ist ein sehr kurzer Zeitschritt  $\Delta t$  erforderlich. Der Zeitschritt muss so gewählt sein, dass die Wellenausbreitung im Werkstoff beschrieben werden kann [97]. Man beschränkt die Größe des Zeitintervalls  $\Delta t$  durch die minimale charakteristische Netzlänge  $\Delta l$  und die Schallgeschwindigkeit  $c$  mit folgender Bedingung:

$$\Delta t \leq t_{krit} = \frac{\Delta l}{c} \quad (\text{Gl. 6-2})$$

Die charakteristische Länge  $\Delta l$  ist als der kleinste Abstand zwischen zwei benachbarten Knoten eines Elementes definiert. Bei Balken- oder Stabproblemen ergibt sich die Schallgeschwindigkeit zu

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (\text{Gl. 6-3})$$

Der Zeitschritt ist damit proportional zur Elementlänge, während eine Vergrößerung der Dichte sowie eine Verkleinerung der Steifigkeit den Zeitschritt im Wurzelmaßstab vergrößert.

Bei Schalenelementen (ebener Spannungszustand) errechnet sich die Schallgeschwindigkeit aus

$$c = \sqrt{\frac{E}{(1-\nu^2)\rho}} \quad (\text{Gl. 6-4})$$

Dem Nachteil eines kleinen Zeitschritts steht der Vorteil der wenigen Rechenoperationen pro Zeitschritt gegenüber. Dadurch können Kontaktalgorithmen vergleichsweise einfach formuliert und komplizierte Kontaktprobleme gelöst werden. Zudem wird die Berechnung relativ unempfindlich gegenüber Nichtlinearitäten.

Für die Simulation größerer Modelle, bei denen Interaktionen mit anderen Bauteilen auftreten, womit Kontakte und große Verschiebungen zu berücksichtigen sind, eignen sich implizite Codes wie z. B. ANSYS nur sehr begrenzt. Außerdem steigt die Rechenzeit bei expliziten FE-Programmen im wesentlichen linear mit der Elementanzahl des Modells, wogegen implizite Verfahren je nach Gleichungslöser einen quadratischen oder sogar kubischen Anstieg der Rechenzeit mit zunehmender Elementanzahl zeigen. Eine Übersicht über die Anwendungsbereiche und Unterschiede impliziter und expliziter Verfahren findet sich in [59].

Die Bauteilauslegung mit CAE-Techniken kann für statische Lastfälle im elastischen Bereich für Faserverbundstrukturen als gesichert angesehen werden. Durch das

Implementieren der Klassischen Laminattheorie (CLT) in FE-Programme in Verbindung mit Versagenskriterien für die einzelnen Laminatlagen können Strukturanalysen an Faserverbundbauteilen mit anisotropen Werkstoffeigenschaften durchgeführt werden. In der klassischen Laminattheorie werden dünnwandige Lamine (Dicke  $\ll$  Länge und Breite) als Scheiben von unendlicher Länge und Breite betrachtet, Randeffekte werden dadurch ignoriert. Zusätzlich gelten weitere Idealisierungen und Vereinfachungen:

- Materialgesetze werden gemäß dem Hooke'schen Gesetz als linear-elastisch angenommen.
- Die Einzelschichten werden über den ganzen Querschnitt als quasi-homogen und orthotrop angesehen.
- Die Spannungsverteilung über den Einzelschichten ist als linear anzusehen, während an den Schichtgrenzen Spannungssprünge auftreten können.
- Die Einzelschichten sind als Membranen anzusehen, ihre Biegesteifigkeit wird somit vernachlässigt.
- Die Schalenelemente haben einen zweidimensionalen Spannungszustand. Spannungen senkrecht zur Schalenebene sind gleich Null ( $\sigma_z = \sigma_3 = 0$ ). Die Verformungen senkrecht zur Ebene bleiben ebenfalls unberücksichtigt.
- Die Einzelschichten sind fest miteinander „verschweißt“, d. h. die Querschnittsebenen bleiben auch bei Krümmungen der Schalen eben. Schubspannungen und -verformungen senkrecht zur Ebene gelten als nicht vorhanden.

Um Berechnungszeiten zu minimieren werden für das FE-Netz fast ausschließlich Schalenelemente verwendet. Die klassische Schalentheorie basiert auf der Annahme, dass Spannungen in Dickenrichtung zu Null gesetzt werden. Dies, sowie die zuvor angeführten Annahmen der klassischen Laminattheorie, ist unter Berücksichtigung der in Bild 2.1 und Bild 5.33 dargestellten Versagensformen von FKV ein großes Manko, da sich die Energieabsorption in der Crashfront in einem lokal sehr begrenzten Gebiet vollzieht. Vorgänge in Laminatdickenrichtung sind daher nicht zu vernachlässigen. Wesentliche Versagensmodes wie die Laminatbiegung, bei der das Laminat in Wandmitte getrennt wird, kann somit nicht abgebildet werden. Folglich ist es auch nicht möglich, die dabei auftretenden Reibungseffekte sowohl zwischen den aufeinander abgleitenden Laminatlagen als auch die an der Prallplatte zu berücksichtigen. Zusätzlich stellt der beim Crash stark fragmentierte Werkstoff kein Kontinuum mehr dar. Dies ist prinzipiell eine Verletzung der kontinuumsmechanischen Ansätze, auf denen die FE-Methode basiert.

Eine Diskretisierung der Einzellagen mit mehreren Volumenelementen über der Laminatdicke erfordert extrem kleine Elemente und sehr kleine Integrationszeitschritte. Folglich steigen die Rechenzeiten zur Lösung eines Problems stark an. Diese Methodik eignet sich somit nur für die Simulation kleiner Probenbereiche, nicht jedoch für größere Strukturen.

## **6.2 Kommerzielle FE-Programmsysteme in der Crashsimulation**

In den folgenden Unterkapiteln werden die derzeitigen kommerziellen FE-Programmsysteme für Crashsimulationsrechnungen anhand der bisher erfolgten Veröffentlichungen zum Thema FKV-Crash vorgestellt.

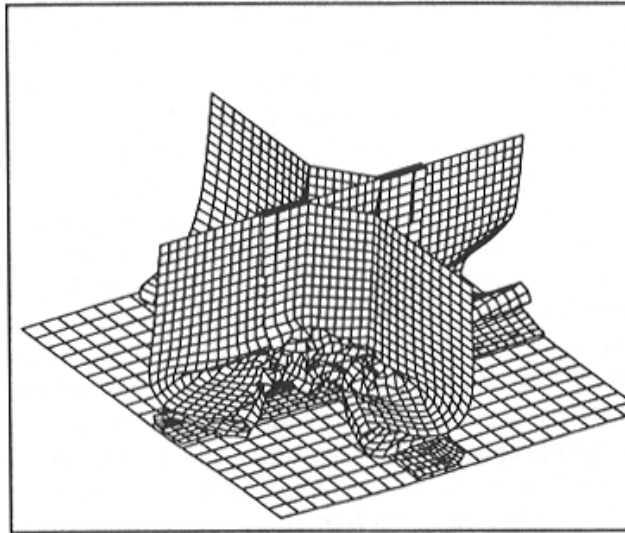
### **6.2.1 PAM-Crash**

Für Faser-Kunststoff-Verbunde steht in PAM-Crash das sog. Bi-Phase Model (Multilayered Shell Element, Typ 130) zur Verfügung, das die Einzelschicht als Kombination einer UD-Faserschicht mit einer orthotropen Matrixphase beschreibt. Beide Phasen können unabhängig voneinander versagen. Die Berechnung gewebeverstärkter FKV erfolgt mit einem „degenerierten“ Bi-Phase Model. Hier wird der Faseranteil zu Null gesetzt und alle Eigenschaften der Gewebeschicht werden der orthotropen Matrixphase zugerechnet [63], [65].

Die Modellierung von Gewebeschichten kann mit dem Bi-Phase Model auch durch die Repräsentation der Kett- und Schussrichtung des Gewebes mit jeweils einer eigenen UD-Lage erfolgen. Nachteil dieser Methode sind zusätzliche, unsymmetrische Terme in der Steifigkeitsmatrix, die Interaktionen zwischen Zug/Druck- und Verdrehdeformationen hervorrufen. Außerdem verlängert sich die Rechenzeit, bedingt durch die bei diesem Ansatz verdoppelte Lagenanzahl. Wegen dieser Probleme wurde im Rahmen des BRITE/EURAM Projektes „CRASURV“ ein neues Gewebematerialmodell mit zwei individuellen Faserorientierungen in einer Laminatlage entwickelt.

In sog. „One-Element-Test“ Simulationen wurde damit eine perfekte Übereinstimmung mit Zug- und Druckversuchen erreicht. Die anschließend mit simulierten Zugversuchen kalibrierten Materialdaten wurden zur Simulation von AF- und CF-gewebeverstärkten Rohrabschnitten verwendet. Sowohl mit Schalen-, als auch mit Volumenelementen wurde das Lastniveau zu niedrig wiedergegeben. Das Verformungsverhalten konnte entsprechend dem Versuch abgebildet werden.

Weitergehende Entwicklungen sollen Dehnratenabhängigkeiten und Delaminationen mit Schalenmodellen berücksichtigen, da wegen der Rechenzeit und des Modellieraufwandes nur Schalenmodelle zur Simulation großer Strukturen geeignet sind [68].



**Bild 6.1:** Crashsimulation eines kreuzförmigen Energieabsorptinselementes (Strukturknoten) für eine Hubschrauberbodenstruktur

Der Vergleich der Berechnungs- und Versuchsdaten von Kreuzknotenelementen (vgl. Bild 6.1) in Hubschrauberbodenstrukturen zeigt, dass das im Experiment beobachtete globale Versagensverhalten, gekennzeichnet durch Faltenbildung, gut mit der Simulation übereinstimmt. Die errechneten Kräfte und Energien liegen bei nur 50 % der im Versuch gemessenen Werte.

### 6.2.2 LS-DYNA3D

LS-DYNA3D stellt für die Crashsimulation von FKV die Modelle 54, 55, 58 und 59 zur Verfügung. Diese wurden im Rahmen des EU-Projektes CRASURV weiterentwickelt. Wie bei PAM-Crash, wurden auch hier u.a. Materialmodelle für Gewebeverstärkungen modifiziert. In [46] und [72] sind diese Modelle ausführlich beschrieben und deren Einsatzgrenzen für die Crashsimulation von FKV aufgezeigt. Zusammenfassend wird angemerkt, dass der äußerst komplexe Versagensmechanismus von FKV unter Druckbelastung mit den derzeitigen 2D-Materialmodellen prinzipbedingt nicht korrekt erfasst werden kann. In Einzelfällen werden zwar gute Übereinstimmungen zwischen Experiment und Simulation erzielt, die Prognosefähigkeit der Crashsimulation wird jedoch allgemein als noch nicht ausreichend eingeschätzt.

Ein möglicher Ansatz für die Simulation von FKV mit Schalenelementen wird in einem sog. Crashfrontmodell gesehen. Der Grundgedanke dabei ist, Elemente in der Crashfront ab einer bestimmten Deformation zu löschen und benachbarten Elementen daraufhin verringerte Festigkeiten zuzuweisen. Damit wird dem starken Fragmentieren von FKV unter der bei einem Crashvorgang vorherrschenden Druckbelastung Rechnung getragen.

Anhand einer Beispielrechnung mit Materialmodell 54 wird der Einfluss der Parameter *TFAIL* und *SOFT* dargestellt, die das Verhalten des Materials nach dem Überschreiten der maximalen Festigkeiten im sog. Nachversagensbereich bestimmen. Für *TFAIL* = 0,55 und *SOFT* = 0,5 wurde eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment erzielt. Diese Parameter sind zumindest von der Netzgröße und dem Werkstoff abhängig und keinesfalls allgemeingültig. Außerdem können diese Parameter erst eingestellt werden, wenn das eigentlich zu berechnende Bauteil bereits geprüft ist und somit das Ergebnis bekannt ist. Realistische und prognosefähige Simulationsergebnisse sind nur zu erwarten, wenn die Voraussetzungen der Kontinuumsmechanik eingehalten werden [72]. Vorerst müssen daher numerische Simulationen zwingend mit Experimenten validiert werden, was bedeutet, dass das Crashverhalten alleine aufgrund von Crashsimulationen nicht prognostiziert werden kann.

Die implementierten Materialmodelle wurden für UD-verstärkte, relativ spröde Duomere und nicht für gewebeverstärkte Thermoplaste entwickelt. Daher wird bei der Crashsimulation von Sandwichbauteilen mit einer GF/PA12-Deckschicht und PMI-Schaumkern das Verformungsverhalten in der Simulation zwar mit guter Übereinstimmung zum Experiment wiedergegeben, Maximalkraft und mittleres Kraftniveau stimmen aber nicht überein [62].

### 6.2.3 RADIOSS

Neben dem in RADIOSS implementierten Composite Materialmodell wird von der DLR und ONERA-Lille in [43] ein erweitertes, benutzerdefiniertes Materialgesetz zur Simulation des dynamischen Verhaltens von crashbelasteten FKV-Bauteilen vorgestellt. Das 3D-Materialmodell berücksichtigt unterschiedliche Schub-, Zug- und Druckeigenschaften für die drei Hauptachsen zur Abbildung der orthotropen Eigenschaften. Unterschiedliche Dehnraten infolge variierender Belastungsgeschwindigkeit können ebenfalls berücksichtigt werden. Die Ermittlung aller für die Simulation erforderlichen Materialparameter stellt einen erheblichen Aufwand dar. Beim Vergleich der Simulation mit den Crashversuchen werden deutlich voneinander

abweichende Ergebnisse festgestellt. Als Grund werden die komplexen Versagensmechanismen genannt, welche von den verwendeten Modellen nicht abgebildet werden können. Hierzu zählen unter anderem Delaminationen und Reibungsvorgänge.

#### **6.2.4 KRASH**

Der von Lockheed entwickelte Rechencode KRASH 79 wird vorwiegend im Bereich der Fluggeräteentwicklung eingesetzt. Veröffentlichungen zu Crashberechnungen mit diesem Programm behandeln überwiegend die Crashproblematik von Flugzeug- und Hubschrauberunterbodenstrukturen. Anstelle eines FE-Netzes wird die Struktur durch ein idealisiertes Gittermodell aus Balken, Federn, Dämpfern und Massen repräsentiert. Kontakte, die sich aus den Verschiebungen ergeben, bleiben unberücksichtigt. Die Verformungskurven eines Crashelements müssen zuerst experimentell ermittelt werden, um in der Gesamtstruktur in Form eines Balkens oder einer steifen Feder abgebildet zu werden [47], [60], [61]. Das Programm ist somit für die direkte Auslegung eines Crashabsorbers nicht geeignet. Vielmehr eignet es sich um Insassenverzögerungen in einem Gesamtsystem oder die Auswirkungen von Änderungen an bestimmten Strukturelementen auf die Gesamtstruktur zu betrachten, woraus dann Rückschlüsse auf die erforderliche Kennlinie eines Energieabsorbers gezogen werden.

#### **6.2.5 Fazit**

Die derzeit erreichbare Vorhersagegenauigkeit der Crashlast einer FKV-Struktur muss noch verbessert werden. Durch ständiges Abgleichen von Versuch und Experiment kann durch die Anpassung entsprechender Parameter der Versuch nachgerechnet und das globale Versagensverhalten dargestellt werden. Die berechneten Kräfte und Energien liegen jedoch noch nicht innerhalb einer akzeptablen Genauigkeit.

Die komplexen Bruch- und EA-Mechanismen, z. B. Delamination, Reibung, können mit Schalenelementen nicht, bzw. mit mehreren Volumenelementen in Laminatdickenrichtung nur in begrenztem Umfang berücksichtigt werden. Alle Publikationen, gleich zu welchem Simulationsprogramm, weisen noch auf erhebliche Entwicklungsarbeit an FKV-Materialmodellen hin. Forschungsschwerpunkte sind Netzgrößeneinfluss, Delaminationen, Reibung, Dehnratenabhängigkeit bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten und das Nachversagensverhalten bei Druckbelastung. Folglich müssen diese Mechanismen nach Möglichkeit im Zuge einer Kennwert-



ermittlung erfasst werden, um eine Vorhersage der Versagenskraft zu ermöglichen. Die Berechnungen im Rahmen dieser Arbeit werden mit dem expliziten FE-Code LS-DYNA3D, Version 950, durchgeführt.

### **6.3 Annahmen für die Simulation des Crashverhaltens von CFK**

Die beim Crash von FKV-Strukturen auftretende Schädigungsausbreitung erfordert ein Materialmodell, das es ermöglicht, die Festigkeit in geschädigtem Material gegenüber ungeschädigten Materialbereichen herabzusetzen. Im Gegensatz zu Schub- oder Zugbelastungen kann bei Festigkeits- oder Dehngrenzenüberschreitung das jeweilige Element nicht einfach gelöscht werden. Bei weiterer Kompression des bereits zerstörten Materials in der Crashfront stellt sich ein ausgeprägter Nachversagensbereich ein, in dessen Verlauf sich ein im Vergleich zur Druckfestigkeit vermindertes aber gleichmäßiges Krafniveau einstellt. Dieses Krafniveau ist entscheidend für die im Crashvorgang absorbierte Energie.

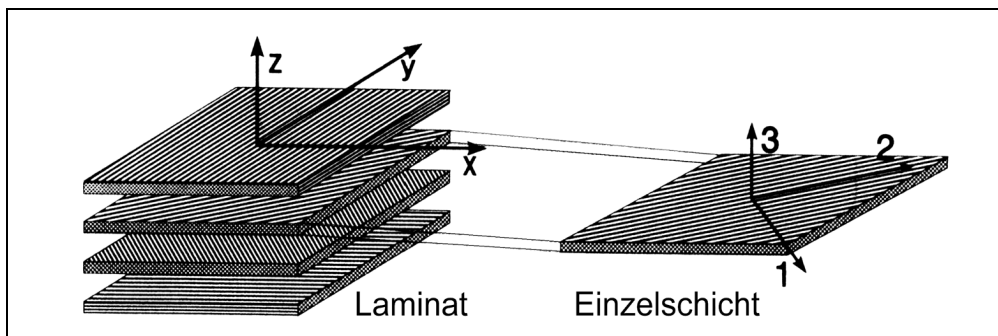
Weiterhin muss sich die Crashfront kontinuierlich entlang der Strukturwand ausbreiten können und das Krafniveau in der Prozesszone immer unterhalb der maximalen Druckfestigkeit des ungeschädigten Laminates liegen. Durch die konstruktive Schwächung der Struktur mit einem Trigger, der die Einleitung des progressiven Crashvorgangs gewährleistet, ist bereits unmittelbar beim ersten Kontakt der Prallplatte mit der Probe das Laminat beschädigt. Die 45°-Fase des Triggers reduziert die volle Querschnittsfläche kontinuierlich auf Null an der Triggerspitze. Damit herrscht an dieser Stelle eine unendlich hohe Druckspannung beim Kontakt mit der Prallplatte. Im weiteren Verlauf des Crashvorgangs wird zu keinem Zeitpunkt mehr unbeschädigtes Material an der Prallplatte anliegen.

Basierend auf dem in LS-DYNA3D implementierten Materialmodell 54 wird im nachfolgenden Kapitel dargestellt, welche Parameter für das Versagensverhalten von Bedeutung sind und wie sie bestimmt werden können. Hierzu wird zunächst der dem Materialmodell zugrundeliegende theoretische Hintergrund näher betrachtet.

#### 6.4 Materialmodelle für orthotrope Faser-Kunststoff-Verbunde

LS-DYNA bietet zur numerischen Simulation des Crashverhaltens von FKV das Materialmodell 54 (Enhanced Composite Damage Model) an, das für Schalenelemente entwickelt wurde. Damit kann nach den Gesetzen der klassischen Laminattheorie ein multiaxial verstärkter Verbund aus orthotropen Einzelschichten, deren Werkstoffeigenschaften bekannt sein müssen, berechnet werden.

Zur Beschreibung eines Laminates werden zwei kartesische Koordinatensysteme verwendet. Das X-Y-Z-Koordinatensystem gilt bezüglich der orthotropen Hauptachsen des Laminates, während die Achsen des 1-2-3-Koordinatensystem in Richtung der Hauptachsen der Einzelschicht zeigen.



**Bild6.2:** Koordinatensystem im Laminat

Zur Berechnung der Spannungszustände oder Formänderungen eines FKV-Bauteils muss das vollständige Stoffgesetz für jede Einzelschicht des Laminats bekannt sein. Das Stoffgesetz für ein orthotropes Material mit 3 senkrecht zueinander stehenden Hauptachsen wird von den Gleichungen (Gl. 6-5) bis (Gl. 6-25) beschrieben:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} \cdot \sigma_1 - \frac{\nu_{12}}{E_2} \cdot \sigma_2 - \frac{\nu_{13}}{E_3} \cdot \sigma_3 \quad (\text{Gl. 6-5})$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} \cdot \sigma_2 - \frac{\nu_{23}}{E_3} \cdot \sigma_3 - \frac{\nu_{21}}{E_1} \cdot \sigma_1 \quad (\text{Gl. 6-6})$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E_3} \cdot \sigma_3 - \frac{\nu_{31}}{E_1} \cdot \sigma_1 - \frac{\nu_{32}}{E_2} \cdot \sigma_2 \quad (\text{Gl. 6-7})$$

$$\gamma_{23} = \frac{1}{G_{23}} \cdot \tau_{23} \quad (\text{Gl. 6-8})$$

$$\gamma_{31} = \frac{1}{G_{31}} \cdot \tau_{31} \quad (\text{Gl. 6-9})$$

$$\gamma_{12} = \frac{1}{G_{12}} \cdot \tau_{12} \quad (\text{Gl. 6-10})$$

Das Stoffgesetz enthält zwölf unbekannte Elastizitätskenngrößen. Dies sind:

- drei Elastizitätsmoduln in den drei orthogonalen Raumrichtungen
- drei Schubmoduln in den entsprechenden Gleitebenen
- sechs Querkontraktionszahlen, wovon drei mittels nachfolgender Beziehung berechnet werden können:

$$\frac{\nu_{kl}}{\nu_{lk}} = \frac{E_k}{E_l} \quad \text{mit } k, l = 1, 2, 3 \quad (\text{Gl. 6-11})$$

Da die Dicke eines Laminats im Vergleich zu den sonstigen Abmessungen sehr klein ist, werden alle in Dickenrichtung wirkenden Komponenten gemäß den Annahmen der klassischen Laminattheorie zu Null gesetzt, d. h.  $\sigma_3 = \tau_{32} = \tau_{31} = \tau_{13} = \tau_{23} = 0$ . Somit ergibt sich ein ebener Spannungszustand und die Gleichungen 6-5 bis 6-10 können reduziert werden. Das Elastizitätsgesetz der Einzelschicht kann dann in Matrixschreibweise wie folgt vereinfacht werden:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 6-12})$$

Um das Bruch- und Nachbruchverhalten von Faser-Kunststoff-Verbunden beschreiben zu können, sind Versagenskriterien erforderlich, die zwischen den einzelnen Versagensarten differenzieren. Die Analyse eines Laminates erfolgt schichtweise durch Anwendung eines geeigneten Versagenskriteriums.

Zur Versagensanalyse des Laminats ist in Materialmodell 54 das Versagenskriterium nach Chang/Chang implementiert [96]. Die Versagensformen werden in Faserdruck und -zug sowie Matrixdruck und -zug unterschieden. Dabei werden die aktuellen Spannungszustände  $\sigma$  mit den Zug- ( $X_T$ ,  $Y_T$ ) und Druckfestigkeiten ( $X_C$ ,  $Y_C$ ), sowie der Schubfestigkeit ( $S$ ) im Koordinatensystem der Einzelschicht abgeglichen.

- Faserzugbeanspruchung ( $\sigma_1 > 0$ ):

$$e_f^2 = \left( \frac{\sigma_1}{X_T} \right)^2 + \beta \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right) - 1 \quad \begin{cases} \geq 0 & \text{failed} \\ < 0 & \text{elastic} \end{cases} \quad (\text{Gl. 6-13})$$

nach Eintritt des Versagens gilt:  $E_1 = E_2 = G_{12} = \nu_{21} = \nu_{12} = 0$

- Faserdruckbeanspruchung ( $\sigma_1 < 0$ ):

$$e_c^2 = \left( \frac{\sigma_1}{X_C} \right)^2 - 1 \quad \begin{cases} \geq 0 & \text{failed} \\ < 0 & \text{elastic} \end{cases} \quad (\text{Gl. 6-14})$$

$$E_1 = \nu_{21} = \nu_{12} = 0.$$

- Matrixzugbeanspruchung ( $\sigma_2 > 0$ ):

$$e_m^2 = \left( \frac{\sigma_2}{Y_T} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 - 1 \quad \begin{cases} \geq 0 & \text{failed} \\ < 0 & \text{elastic} \end{cases} \quad (\text{Gl. 6-15})$$

$$E_2 = \nu_{21} = 0 \rightarrow G_{12} = 0$$

- Matrixdruckbeanspruchung ( $\sigma_2 < 0$ ):

$$e_d^2 = \left( \frac{\sigma_2}{2S_{12}} \right)^2 + \left[ \left( \frac{Y_C}{2S_{12}} \right)^2 - 1 \right] \frac{\sigma_2}{Y_C} + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 - 1 \quad \begin{cases} \geq 0 & \text{failed} \\ < 0 & \text{elastic} \end{cases} \quad (\text{Gl. 6-16})$$

$$E_2 = \nu_{21} = \nu_{12} = 0 \rightarrow G_{12} = 0$$

Elemente werden aus der Berechnung gelöscht, wenn in allen Integrationspunkten eines Elementes Versagen eingetreten ist. Elemente, die gemeinsame Knoten mit dem gelöschten Element haben, werden dadurch zu „Crashfront“-Elementen mit reduzierter Festigkeit.

## 6.5 Bestimmung der Materialeigenschaften und Versagensparameter

Das LS-DYNA3D Materialmodell 54 erfordert neben den Werkstoffkennwerten noch diverse Versagensparameter. In diesem Kapitel soll die Bedeutung und, wo erforderlich, auch die Bestimmung der jeweiligen Parameter am Beispiel von kohlenstoffgewebeverstärktem Polyamid 12 dargestellt werden.

Die erforderlichen Werkstoffkennwerte sind:

$\rho$ :	Dichte
$E_1, E_2, E_3$ :	E-Modul in Längs-, Quer- und Dickenrichtung
$\nu_{21}, \nu_{31}, \nu_{23}$ :	Querkontraktionszahlen
$G_{12}, G_{23}, G_{31}$ :	Schubmoduln
$X_T, Y_T$ :	Zugfestigkeit in X- bzw. Y-Richtung
$X_C, Y_C$ :	Druckfestigkeit in X- bzw. Y-Richtung
$S_C$ :	Scherfestigkeit in der Laminebene $S_{XY}$

Der Faservolumengehalt beträgt laut Herstellerangabe 50 %. Aus der Dichte der Kohlenstofffaser (1760 kg/m<sup>3</sup>) und PA12 (1010 kg/m<sup>3</sup>) errechnet sich die Dichte des Verbundes zu 1385 kg/m<sup>3</sup>.

Allgemein besteht die Forderung nach Materialversuchen, die Kennwerte aus einem größeren Dehnungsbereich liefern. In der Regel sind Messkurven und Werkstoffkennwerte nur bis zur maximalen Zug- oder Scherfestigkeit erhältlich, was für diese Versuche auch sinnvoll ist, da nach dem Bruch eine vollständige Trennung vorliegt und keine Kräfte mehr übertragen werden können.

Im Druckbereich wird jedoch ebenfalls nur bis zum Erreichen der maximalen Druckfestigkeit gemessen. Für Crashapplikationen fängt jedoch gerade dann erst der bedeutende Nachversagensbereich an, in dem vorgeschädigtes Material weiter komprimiert wird. Daher wird nachfolgend eine Versuchsanordnung entwickelt und vorgestellt, die genau diesen Nachversagensbereich abdecken soll.

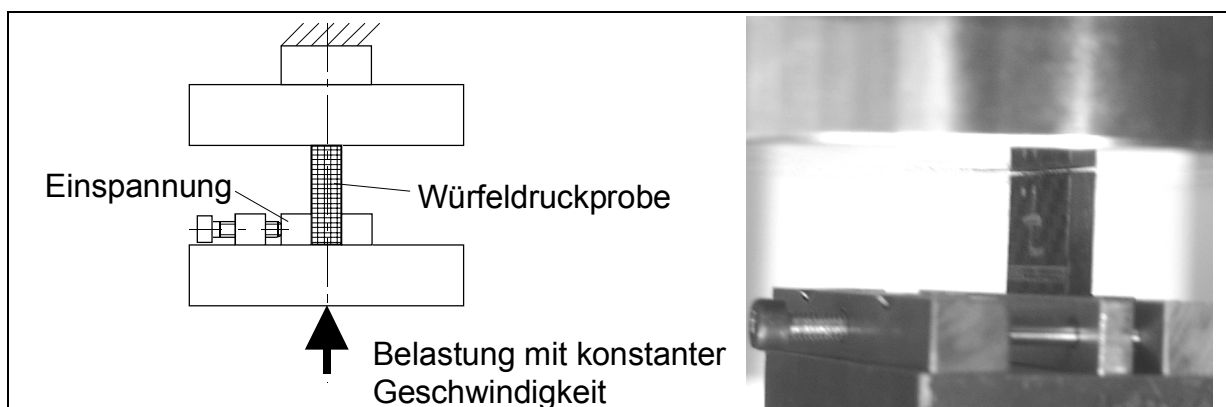
### 6.5.1 Druckfestigkeit und Nachversagensfestigkeit

Nach Überschreiten der maximalen Druckfestigkeit, die bei CFK nach etwa 1 bis 2 % Dehnung erreicht wird, muss das geschädigte Material mit einer verringerten Festigkeit weiterhin in der Berechnung berücksichtigt werden. Dies erfordert die Reduktion der Druckfestigkeit auf die sog. Nachversagensfestigkeit.

Für die Bestimmung der Druckfestigkeit von Faser-Kunststoff-Verbunden wird i. d. R. ISO 8515 bzw. DIN 65380 angewendet. Dabei werden die Proben mit Aufleimern versehen und beidseitig in einer Druckvorrichtung mit Keilschluss geprüft. Die freie Probenlänge beträgt nur 8 bis 13 mm um ein Ausknicken zu verhindern. Dagegen hat der in [98] beschriebene „NASA Short Block Compression Test“ den Vorteil, dass keine Aufleimer auf den ebenfalls beidseitig eingespannten quadratischen Proben erforderlich sind. Die Probenpräparation wird dadurch vereinfacht.

Da bei beiden Versuchen die Probenenden fest eingespannt sind, stellt sich der Druckbruch im freien Probenbereich zwischen den Probeneinspannungen ein. Damit kann ein Kraftniveau im Nachversagensbereich nicht mehr gemessen werden, da die beiden an der Scherfläche getrennten Probenhälften bei einem weiteren Verfahren der Prüfmaschinentraverse aneinander abgleiten. Um eine Aussage über das Kraftniveau, das sich bei der weiteren, kontinuierlich fortschreitenden Kompression über die maximale Druckfestigkeit hinaus einstellt treffen zu können, muss ein den gestellten Anforderungen entsprechender Druckversuche definiert werden.

Vor dem Hintergrund, dass ein Versuch zur Bestimmung von Werkstoffkennwerten möglichst einfach sein sollte, wird ein Druckversuch in Anlehnung an den „NASA Short Block Compression Test“ definiert, bei welchem nur eine Probenseite eingespannt wird (vgl. Bild 6.3). Die Einspannung an mindestens einer Probenseite ist erforderlich, da der Probekörper bei Druckbelastung seitlich ausweichen kann.

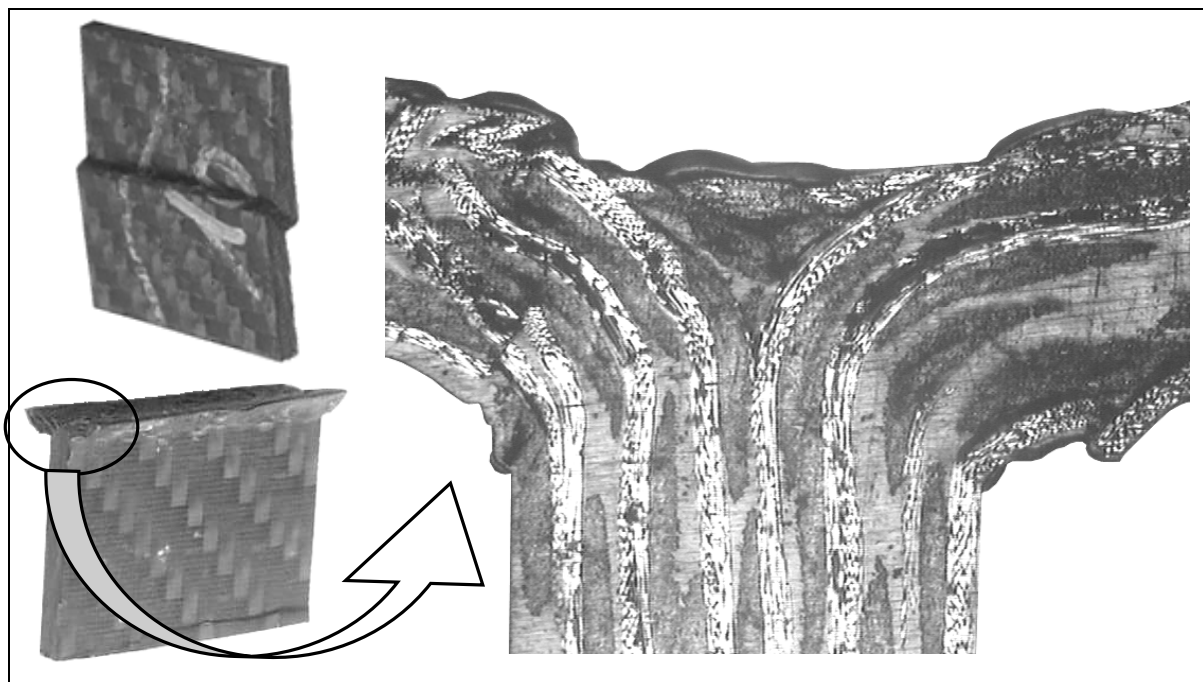


**Bild 6.3:** Druckversuch zur Bestimmung der Nachversagensfestigkeit

Die Versuchsbedingungen sind wie folgt:

- Höhe: 20 mm (Prüfrichtung)
- Breite: 25 mm
- Dicke: 2,28 mm
- Einspannlänge: 9 mm
- Prüfgeschwindigkeit: 1 mm/min

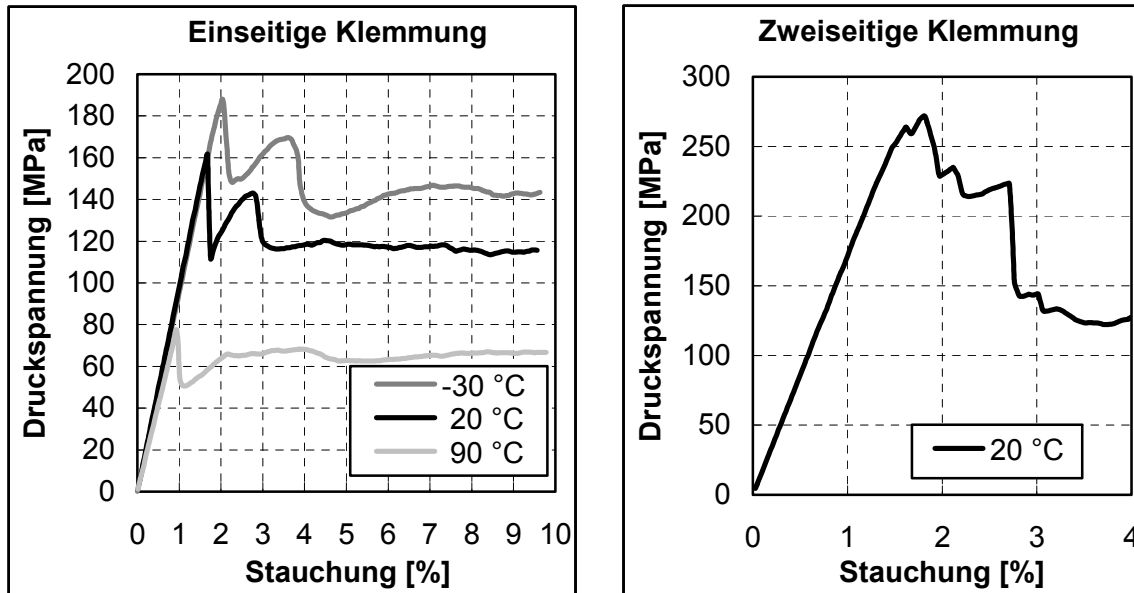
Bei CF/PA12 kann bei diesem Versuch der gleiche Versagensmechanismus wie bei den Crashabsorbieren beobachtet werden. Das Laminat wird nach Erreichen der maximalen Druckfestigkeit in der Wandmitte getrennt und fließt am freien Probenende an der Druckplatte nach beiden Seiten ab (vgl. Bild 6.4). Es stellt sich ein kontinuierlicher Fließprozess ein, aus dem das mittlere Kraftniveau des Nachversagensbereichs ermittelt wird. Weiterhin sind in der ermittelten Nachversagensfestigkeit auch die beim Crashversuch auftretenden Reibungseffekte enthalten. Somit steht ein Versuch zur Verfügung, der im Rahmen der Charakterisierung der Materialdruckfestigkeit einen crashrelevanten Kennwert liefert.



**Bild 6.4:** Bruchbild von Druckproben bei ein- und zweiseitiger (links oben) Probeneinspannung

Bild 6.5 zeigt die mit CF/PA12 aufgezeichneten Spannungs-Dehnungs-Kurven bei unterschiedlichen Prüftemperaturen. Nach Überschreiten der maximalen Druckfestigkeit bildet sich ein Fließbereich aus. Nach ca. 5 % Druckdehnung stellt sich ein konstantes Druckspannungsniveau ein.

Die Nachversagensdruckfestigkeit  $R_V$  wird aus dem gemittelten Wert ab 5 % Dehnung bis zum Versuchsende bestimmt. Bei  $-30\text{ °C}$  ergeben sich 143,1 MPa, bei  $20\text{ °C}$  118,3 MPa und bei  $90\text{ °C}$  nur noch 63,2 MPa.



**Bild 6.5:** Druckfestigkeit und Nachversagensfestigkeit (links) von CF/PA12 unter Temperaturbelastung

Bedingt durch die Probenfertigung stimmt die mit diesem Versuchsaufbau gemessene maximale Druckfestigkeit nicht mit der wirklichen Druckfestigkeit überein. So weisen beispielsweise Proben, die an beiden Druckflächen plangefräst wurden, eine um etwa 15 % höhere Festigkeit auf als Proben, die mit einer Diamantkreissäge geschnitten wurden. Hier machen sich bereits geringste Abweichungen in der Ebenheit der Auflageflächen bemerkbar. Die Nachversagensfestigkeit wird hiervon aber nicht beeinflusst. Das Verfahren ist somit nicht zur Bestimmung der maximalen Druckfestigkeit oder des E-Moduls geeignet.

Druckplatten mit Kugelgelenken können nicht verwendet werden. Mit fortschreitendem Verfahrensweg ergeben sich durch Inhomogenitäten im Werkstoff Abweichungen in der Belastungsrichtung und ein Kippen der Druckplatte ist zu erwarten.

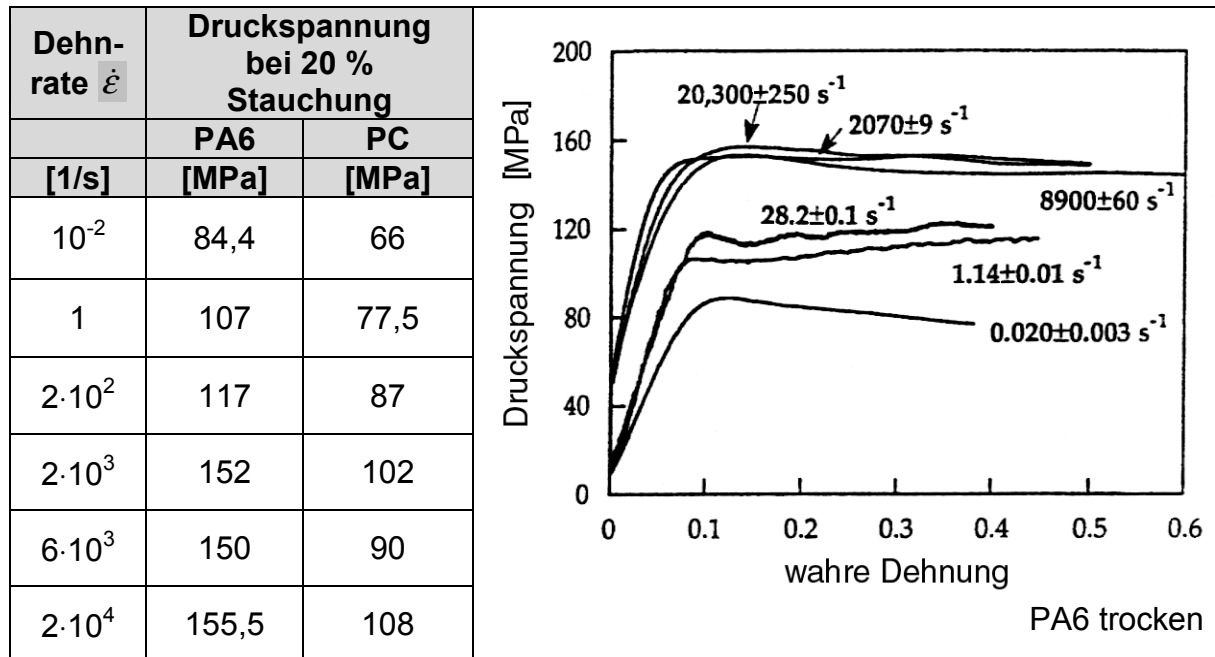
Die maximale Druckfestigkeit wird an derselben Probengeometrie mit jeweils einer Einspannung an der oberen und unteren Druckplatte ermittelt. Die Probe versagt darauf durch Scherversagen im freien Probenbereich zwischen den Einspannungen. Bei einer Druckdehnung von 1,88 % beträgt die maximale Druckfestigkeit 273,2 MPa (vgl. Bild 6.5 rechts).



### 6.5.2 Druckfestigkeit bei höheren Dehnraten

Die Festigkeit von Kunststoffen steigt mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit. In Tabelle 6.1 sind die Ergebnisse von Druckversuchen an PA6 und PC dargestellt [104].

**Tabelle 6.1:** Druckspannung von PA6 und PC bei unterschiedlichen Dehnraten [104]



Die Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  wird aus dem Quotienten von Prüfgeschwindigkeit und Probenlänge berechnet. Im untersuchten Dehnratenbereich von  $10^{-2}$  bis  $2 \cdot 10^4$  1/s steigt die Druckfestigkeit und die Fließspannung annähernd auf das Doppelte an, wobei ab  $2 \cdot 10^3$  1/s nur noch ein geringer Anstieg zu verzeichnen ist. In früheren Untersuchungen waren sinkende Festigkeiten bei Dehnraten größer  $10^4$  zu verzeichnen.

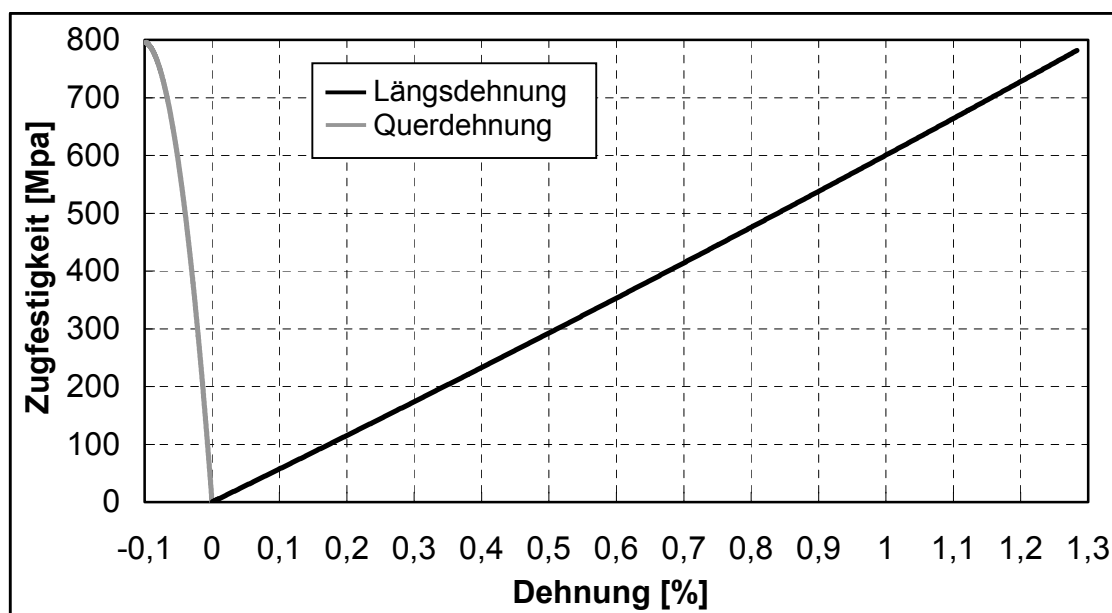
Um die Geschwindigkeitsabhängigkeit der im quasi-statischen Versuch festgestellten Nachversagensfestigkeit zu ermitteln, werden Druckversuche mit einseitiger Probeneinspannung, entsprechend der Versuchsbeschreibung in Kapitel 6.5.1, mit höheren Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6.2 aufgelistet. In dem vergleichsweise kleinen Dehnratenbereich zwischen  $10^{-3}$  und  $10^{-1}$  1/s zeigt sich keine Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit. Somit wird angenommen, dass bei einem Versagen im Laminatbiegemode die Dehnratenabhängigkeit nur sehr gering ist und die ermittelte Nachversagensfestigkeit auch bei den hohen Geschwindigkeiten eines Crashversuchs gültig ist.

**Tabelle 6.2:** Nachversagensfestigkeit von CF/PA12 bei 20 °C bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

Geschwindigkeit [mm/min]	Dehnrage [1/s]	Nachversagensfestigkeit [MPa]
1,02	$8,5 \cdot 10^{-4}$	$109,5 \pm 3,3$
4,92	$4,1 \cdot 10^{-3}$	$110,5 \pm 5,1$
9,96	$8,3 \cdot 10^{-3}$	$112,3 \pm 3,9$
96	$8 \cdot 10^{-2}$	$111,4 \pm 1,3$

### 6.5.3 Zugfestigkeit und Steifigkeiten

Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Querkontraktion und E-Modul werden im Zugversuch nach DIN EN 61 bestimmt. Die Dehnungen werden über Längs- und Querdehnungs-extensometer, in Dickenrichtung zusätzlich mit einer 1:11 Hebelübersetzung und einem weiteren Extensometer gemessen. Aus sechs gemittelten Versuchen wird eine Zugfestigkeit von  $778,1 \pm 37,5$  MPa bei einer Bruchdehnung von 1,38 % bestimmt. Der Zug E-Modul beträgt  $53585 \pm 2411$  MPa.



**Bild 6.6:** Zugfestigkeit über Längs- und Querdehnung von CF/PA12 in Anlehnung an DIN EN 61

Für die Bestimmung der Querkontraktionszahl gilt bei der Zugprüfung:

- Richtung 1: Lastrichtung, Längsdehnung
- Richtung 2: Probenbreite, Querkontraktion

$$\nu_{12} = -\frac{\Delta \varepsilon_2}{\Delta \varepsilon_1} = -0,046 \pm 0,016 \quad (\text{Gl. 6-17})$$

LS-DYNA erfordert die Eingabe von  $\nu_{21}$ ,  $\nu_{31}$  und  $\nu_{32}$ . Im o. g. Zugversuch wird  $\nu_{12}$  ermittelt. Die Umrechnung nach  $\nu_{21}$  erfolgt mittels

$$\frac{\nu_{12}}{\nu_{21}} = \frac{E_1}{E_2} \quad (\text{Gl. 6-18})$$

Bei einer Gewebeverstärkung mit gleichem Faseranteil in Kett- und Schussrichtung ( $0/90^\circ$ ) und somit gleicher Steifigkeit in Richtung 1 und 2 gilt  $\nu_{21} = \nu_{12}$  und ebenso  $\nu_{31} = \nu_{32}$ .

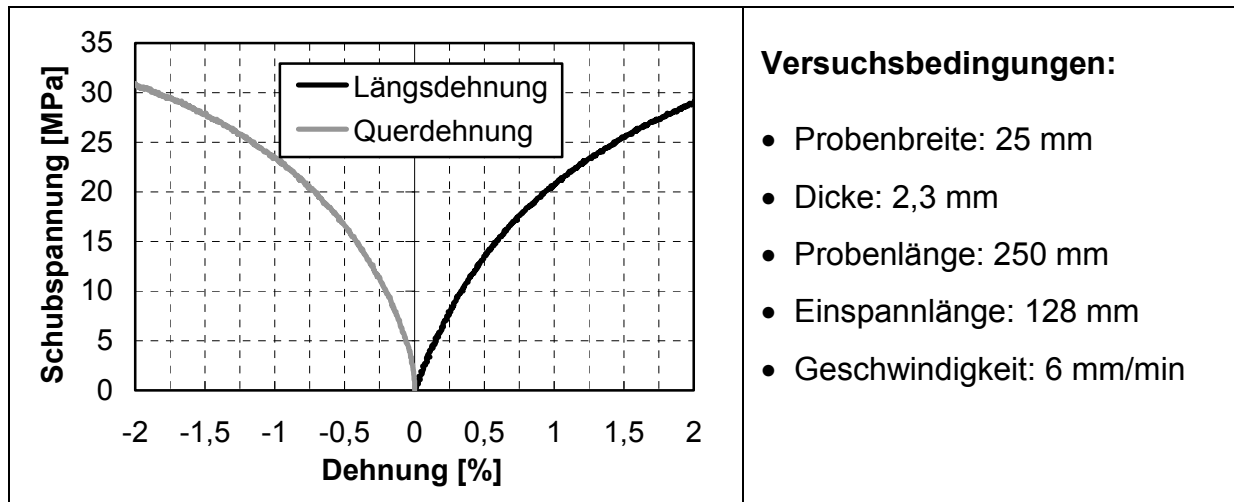
Der Elastizitätsmodul in Dickenrichtung  $E_3$ , ebenso wie die Querkontraktionszahlen  $\nu_{23}$  und  $\nu_{31}$  werden für die eigentliche Simulation nicht benötigt. In Materialmodell 54 erfolgen wegen der zugrundeliegenden Schalen- und klassischen Laminattheorie keine Berechnungen in Laminatdickenrichtung. Lediglich  $E_3$  ist für die Berechnung des Zeitschritts erforderlich und wird nach der linearen Mischungsregel berechnet:

$$E_C = E_F \cdot \varphi_F + E_M \cdot (1 - \varphi_F) = 8195 \text{ MPa} \quad (\text{Gl. 6-19})$$

Faser- und Matrixkennwerte sind im Anhang, Kapitel 9.3, angegeben ( $E_F = E_2$ ).

#### 6.5.4 Schereigenschaften

Der Zugversuch nach DIN 65466 dient zur Ermittlung der Schubfestigkeit und des Schubmoduls von unidirektional verstärkten und gewebeverstärkten Kunststoffen mit Hochmodul-Fasern. Die Zugproben werden unter einem Winkel von  $45^\circ$  aus dem Laminat entnommen. Die Messgrößen, die während der Versuche erfasst werden, sind die Zugkraft bis zum Bruch sowie die Längs- und Querdehnung.



**Bild 6.7:** Schubspannung über Längs- und Querdehnung bei einem 45°-Zugversuch an CF/PA12 in Anlehnung an DIN 65466

Die Schubfestigkeit  $S_C$  bzw.  $\tau_{12}$  errechnet sich dann zu:

$$\tau_{12} = \frac{F_{\max}}{2 \cdot b \cdot h} \text{ [MPa]} \quad (\text{Gl. 6-20})$$

Infolge der hohen Dehnung konnte die Zugfestigkeit unter einem Faserwinkel von  $\pm 45^\circ$  nicht gemessen werden, da kein Bruch innerhalb des Kolbenverfahrweges des Prüfzylinders aufgetreten ist. Die Probe schnürte über die freie Messlänge von 128 mm hinaus bis zwischen die Spannbacken ein. Aus diesem Grund wurde lediglich der Schubmodul bestimmt. Dieser nach DIN „*Schubmodul aus Zugversuch an  $\pm 45^\circ$ -Laminaten bei 0,05 bis 0,5 % Dehnung des Probekörpers in seiner Längsrichtung*“ bezeichnete Sekantenmodul errechnet sich wie folgt:

$$G_{1_{20^\circ/90^\circ}} = \frac{\Delta F_1}{2 \cdot b \cdot h \cdot (\Delta \varepsilon_{1_{0^\circ}} - \Delta \varepsilon_{1_{90^\circ}})} \text{ [MPa]} \quad (\text{Gl. 6-21})$$

- $\Delta F_1 = F_{0.50\%} - F_{0.05\%}$  [N] - Kraft in Längsrichtung zwischen 0,5 und 0,05 % Längsdehnung
- $\Delta \varepsilon_{1_{0^\circ}} = 0,50 - 0,05$  [%] Längsdehnung
- $\Delta \varepsilon_{1_{90^\circ}} = \varepsilon_{90^\circ/0.5\%} - \varepsilon_{90^\circ/0.05\%}$  [%] Querdehnungen bei den zur Längsdehnung korrespondierenden Werten

Die maximale Scherdehnung wird anhand der Längs- und Querdehnung bestimmt [35]:

$$\gamma_{12} = \epsilon_1 + \epsilon_2 \quad (\text{Gl. 6-22})$$

Zur Bestimmung der Schubfestigkeit werden die Werte des in Kapitel 6.5.1 vorgestellten Druckversuchs, der an CF/PA12 Laminat unter  $\pm 45^\circ$  durchgeführt wurde, übernommen. Die Proben versagen bei dieser Faserorientierung nicht durch das typische Aufspleißen in Wandmitte, sondern in der Probenmitte. Daher ist es in diesem Fall unbedeutend, dass nur ein Probenende eingespannt ist. Die im Druckversuch unter  $45^\circ$  gemessenen Festigkeiten sind in Tabelle 6.3 aufgelistet.

**Tabelle 6.3:** Druckversuch entsprechend Kapitel 6.5.1 an CF/PA12 unter  $45^\circ$

Temperatur [°C]	45°-Druckfestigkeit [MPa]	Stauchung $\epsilon_1$ [1]
-30	129,4	0,114
20	101,0	0,123
90	55,5	0,097

In Tabelle 6.4 sind alle für CF/PA12 ermittelten Werkstoffkennwerte, wie sie im folgenden für die Crashsimulation bei -30, 20 und 90 °C eingesetzt werden, aufgeführt. Für Kennwerte, die nicht direkt in Materialversuchen bestimmt wurden, werden die jeweiligen Annahmen zur Festlegung dieses Kennwerts angegeben.

**Tabelle 6.4:** Werkstoffkennwerte von CF/PA12

Temperatur		[°C]	-30	20	90	Bem.
Zug-E-Modul	$E_1, E_2$	[MPa]	53639	$53585 \pm 2411$	45111	*1
	$E_3$	[MPa]	8205	8195	7626	*2
Zugfestigkeit	$\sigma_{Z1}$	[MPa]	779	$778,1 \pm 37,5$	655	*3
Bruchdehnung	$\epsilon_{Z1}$	[%]	→	$1,38 \pm 0,07$	←	*4
Querkontraktion	$\nu_{21} = \nu_{12}$	[1]	→	$0,046 \pm 0,016$	←	*4
Dickenkontraktion	$\nu_{13}$	[1]	→	$0,141 \pm 0,025$	←	*4
	$\nu_{31}$	[1]	→	0,022	←	*4
Druckfestigkeit	$\sigma_{D1}$	[MPa]	332,8	$273,2 \pm 4,8$	146,9	*5
Stauchung	$\epsilon_{D1}$	[%]	→	$1,88 \pm 0,11$	←	*4
Nachversagensfestigkeit	$R_{VD}$	[MPa]	143,1	$118,3 \pm 1,9$	63,2	
Schubfestigkeit	$\tau_{12}$	[MPa]	64,7	50,5	27,7	
Scherdehnung	$\gamma_{12}$	[1]	0,114	0,123	0,097	
Schubmodul	$G_{12}$	[MPa]	1879	$1467 \pm 104$	806	*6
interpoliert bzw. berechnet						

Probenmaterial: 8 Lagen VESTOPREG W 3636, Laminatdicke: 2,3 mm

**Bemerkungen zu Tabelle 6.4:**

- \*1: Der mit Lamicalc berechnete  $E_1$ - und  $E_2$ -Modul, vgl. Kapitel 9.3 wird mit dem bei 20 °C gemessenen Wert korrigiert.
- \*2: Der  $E_3$ -Modul wird mit der linearen Mischungsregel, vgl. (Gl. 6-19), berechnet
- \*3: Unter der Annahme, dass die Zugdehnung sich auch unter Temperatur nicht ändert, wird die Zugfestigkeit mit den Quotienten der E-Moduln  $E_{1/-30^\circ\text{C}} / E_{1/20^\circ\text{C}}$  bzw.  $E_{1/90^\circ\text{C}} / E_{1/20^\circ\text{C}}$  multipliziert.
- \*4: Zugdehnung, Bruchdehnung und Poissonzahlen werden von den Versuchen bei 20 °C übernommen
- \*5: Der Quotient aus Nachversagensfestigkeit und Druckfestigkeit von 0,43 wird für alle Temperaturen als unveränderlich angenommen. Mit der bei -30 und 90 °C gemessenen Nachversagensfestigkeit wird dann die Druckfestigkeit errechnet.
- \*6: Der Schubmodul von 1466 MPa bei 20 °C wurde in oben genanntem Zugversuch ermittelt und für -30 und 90 °C anhand der gemessenen 45°-Druckfestigkeit

skaliert. Es wird angenommen, dass sich der Schubmodul ähnlich wie die Festigkeiten verhält, da die Stauchung bei der maximal gemessenen Festigkeit bei allen drei Temperaturen bei etwa 11 % liegt. Die Schubfestigkeit liegt analog zu (Gl. 6-20) bei der halben Druckfestigkeit.

### 6.5.5 Versagensparameter

In LS-DYNA sind für das Faserverbund-Materialmodell Nr. 54 folgende Versagensparameter implementiert:

$\beta$ :	Reduktionsfaktor für den Schubanteil bei Faserzugbeanspruchung
YCFAC:	Reduktionsfaktor für den Abfall der Faserdruckfestigkeit nach Matrixdruckversagen
$t_{fail}$ :	Parameter zur Festlegung der Zeitschrittgröße für die Auslöschung eines Elementes
SOFT:	Reduktionsfaktor als Maß für die Verringerung der Festigkeitswerte („Vorschädigung“) von Elementen der Crashfront bei aktiviertem Crashfront-Algorithmus
FBRT:	Reduktionsfaktor für die Zugfestigkeit in Faserrichtung bei Matrixdruckbruch
DFAILT:	Maximale Zugdehnung in Faserrichtung ( $> 0$ ), deren Überschreitung den Ausfall einer Elementschicht bedeutet
DFAILC:	Maximale Kompression in Faserrichtung ( $< 0$ ), deren Überschreitung den Ausfall einer Elementschicht bedeutet
DFAILS:	Maximale Scherung ( $> 0$ ), deren Überschreitung den Ausfall einer Elementschicht bedeutet
DFAILM:	Maximale Matrixdehnung ( $> 0$ ) im Zug- und Druckbereich, deren Überschreitung den Ausfall einer Elementschicht bedeutet. Als „Matrix“-Eigenschaften gelten die Werte senkrecht zur Faserlängsachse
ERODS:	Maximale effektive Druck- oder Zugdehnung, deren Überschreitung den Ausfall einer Elementschicht bedeutet

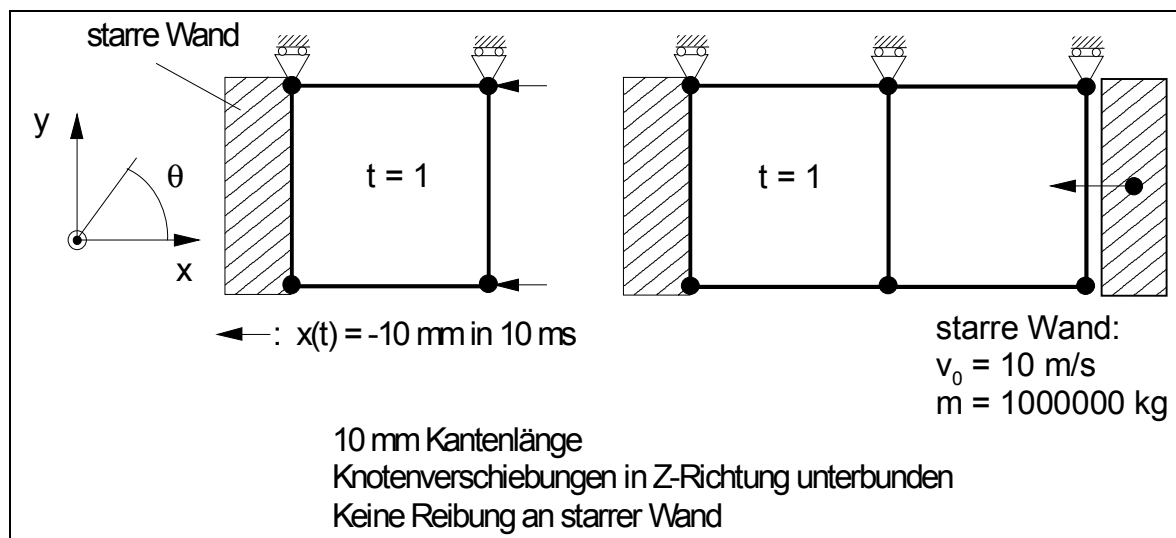
Der Parameter *FBRT* reduziert die Zugfestigkeit  $X_T$  sobald Matrixdruckbruch auftritt. Dieser Wert ist bei einem Crashversuch, der sich für die Hauptbelastungsrichtung im Druckbereich verläuft, auf 1 gesetzt. Somit wird die Zugfestigkeit nicht auf den Wert

$FBRT \cdot X_T$  abgesenkt, da bei diesem Belastungsfall ein Zugversagen nicht eintritt. Es wird ein elastisch ideal-plastisches Verhalten abgebildet.

$YCFAC$  wird zu 1 gesetzt, um keine Druckfestigkeitsreduktion nach Matrixdruckversagen auftreten zu lassen. Dieser Parameter gibt dem Festigkeitskriterium eine Form, die ausschließlich für UD-Laminat gültig ist und bei der hier angewendeten Simulationsmethode mit einem verschmierten Werkstoffkonzept für Gewebelagen nicht von Bedeutung ist. Außerdem soll die verminderte Druckfestigkeit des beschädigten Laminates in der Crashfront durch den Parameter  $SOFT$  abgebildet werden.

Da das Gewebe in Belastungsrichtung (Crashrichtung) auf Druck beansprucht wird, vgl. (Gl. 6-13), wird der Reduktionsfaktor für den Schubanteil bei Faserzugbeanspruchung  $\beta$  auf 0 gesetzt.

Alle anderen Parameter werden anhand von FE-Berechnungen mit einem bzw. zwei Elementen untersucht. Die Randbedingungen sind in Bild 6.8 skizziert.



**Bild 6.8:** Elementkonfigurationen zum Überprüfen der Versagensparameter

Die Größe des Zeitschritts bestimmt maßgeblich die Rechenzeit. Bei extremer Stauchung eines Elements verkürzt sich die charakteristische Netzlänge wodurch der Zeitschritt immer kleiner und die Rechenzeit immer länger wird. Daher wird über den Faktor  $t_{fail}$  die Zeitschrittgröße beschränkt. Wird der Quotient aus aktueller und anfänglicher Zeitschrittgröße kleiner als  $t_{fail}$ , wird das betreffende Element gelöscht.



Anzustreben ist, dass die Elemente so weit wie möglich komprimiert werden und so spät wie möglich durch  $t_{fail}$  ausfallen.

Wie in den Diagrammen in Bild 6.9 zu erkennen ist, ergibt sich für  $t_{fail} = 0,9$  der Elementausfall nach 10 % Stauchung - entsprechend einem Verhältnis von Ausgangslänge und aktueller Länge des Elements von 0,9. Für die weiteren Simulationen mit einem bzw. zwei Elementen wird der Zeitschrittparameter  $t_{fail}$  auf 0,101 gesetzt. Bei Werten kleiner gleich 0,1 tritt der Crashfrontalgorithmus über den Faktor *SOFT* nicht in Kraft. Somit können alle Schalenelemente nicht über 90 % hinaus gestaucht werden, da dann das Element über  $t_{fail}$  gelöscht wird.

Die Methode der finiten Elemente rechnet mit sog. Dehnungsinkrementen innerhalb jedes Zeitschritts. Die jeweils aktuelle effektive Dehnung errechnet sich wie folgt:

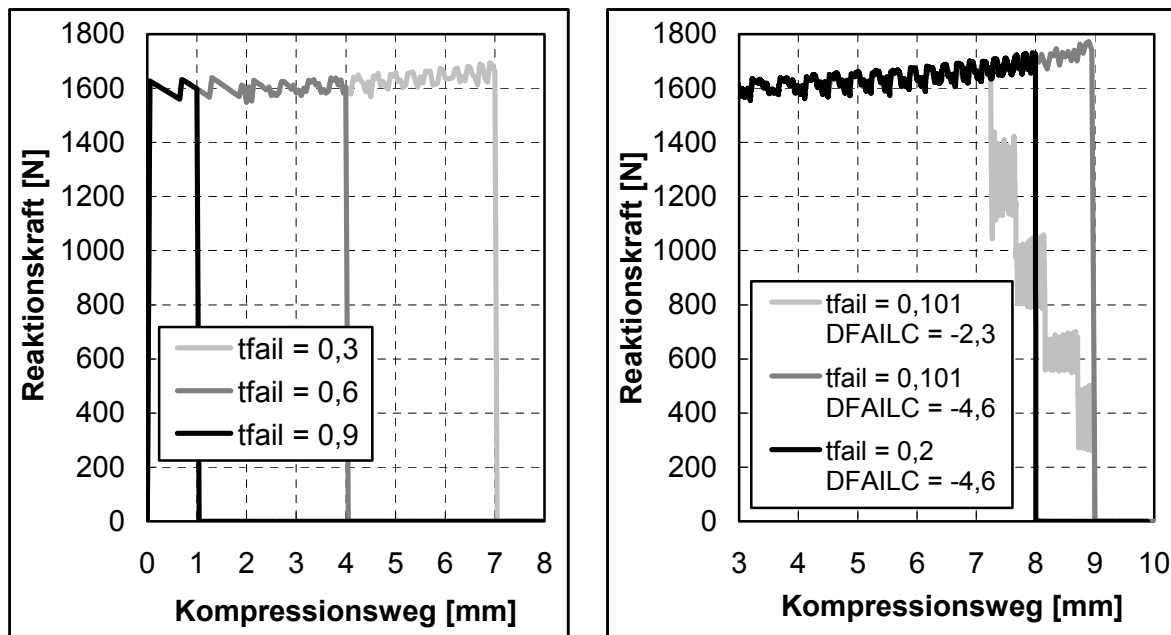
$$e = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln l \Big|_{l_0}^l = \ln \frac{l}{l_0} \quad (\text{Gl. 6-23})$$

Mit  $l = l_0 + \Delta l$  eingesetzt in (Gl. 6-23) kann die effektive Dehnung  $e$ , mit der LS-DYNA während der Berechnung arbeitet, aus der technischen Dehnung  $\varepsilon$  berechnet werden:

$$e = \ln(1 + \varepsilon) \quad (\text{Gl. 6-24})$$

Während bei kleinen Dehnungen die effektive und die technische Dehnung ungefähr gleich groß ist, kann man bei Prozessen mit großen Längenänderungen, wie Crashvorgänge, den Unterschied nicht vernachlässigen.

Entgegen dem LS-DYNA Handbuch [96] bedeutet das *DFAILC*-Maximum von -1 nicht 100 % Kompression. Der hier einzugebende Wert für die Druckdehnung erfolgt in logarithmischer Dehnung, vgl. (Gl. 6-24), was bedeutet, dass ein Wert von -4,6 nahezu 100 % Stauchung entspricht. 100 %, entsprechend einer technischen Dehnung von -1, sind definitionsgemäß nicht möglich.



**Bild 6.9:** Einfluss der Versagensparameter  $t_{fail}$  und  $DFAILC$  auf den Elementausfall

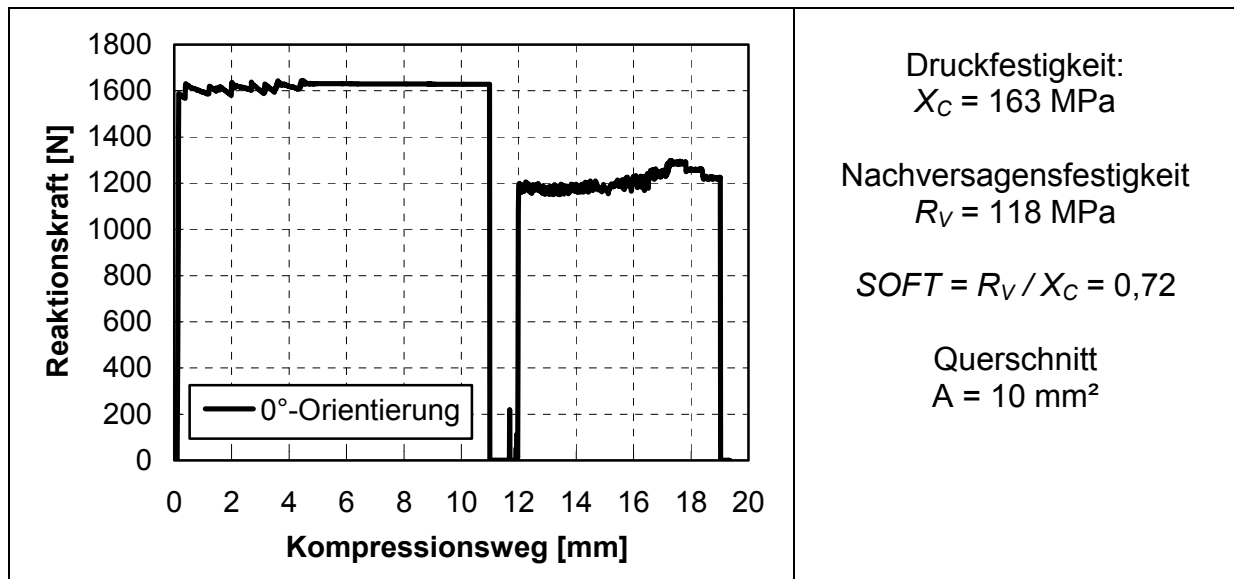
Bei größerer Kompression des Schalenelements tritt eine Interaktion zwischen der Zeitschrittsteuerung über  $t_{fail}$  mit dem Parameter für Druckbruchdehnung  $DFAILC$  ein, wenn dieser auf -2,3 gesetzt ist. Dabei fallen nach und nach die einzelnen Schichten an den jeweiligen Integrationspunkten aus und es stellt sich ein abgestufter Kraftverlauf ein (Bild 6.9). Dieses Verhalten ist anhand des implementierten Materialgesetzes nicht nachvollziehbar, kann aber mit  $DFAILC = -4,6$  komplett übergangen werden.

Der Parameter  $ERODS$  (ultimate effektive Dehnung) wird auf 0 gesetzt, d. h. es tritt kein Versagen durch ein effektives Dehnungsmaß ein. Elementausfall soll nur infolge Zugbruchdehnung ( $DFAILT$ ), oder bei sehr großen Verformungen durch die Zeitschrittsteuerung über  $t_{fail}$  und die Druckbruchdehnung  $DFAILC$  auftreten.

$DFAILT$  wird auf die im Zugversuch gemessene Bruchdehnung von 0,0138 und der Parameter für die Scherdehnung  $DFAILS$  auf die im Druckversuch unter  $45^\circ$  gemessene Dehnung bei maximaler Festigkeit gesetzt.

Der Parameter  $SOFT$  bestimmt die Höhe der Spannung in den Elementen, die in der Crashfront liegen. Als Crashfrontelement gelten alle Elemente, die Knoten mit einem gelöschten Element teilen. Dieser Parameter ist somit von großer Bedeutung für das Simulationsergebnis, da über ihn die Materialfestigkeit im Nachversagensbereich unter Druckbelastung eingestellt wird. Bei faltenden FKV-Strukturen fallen nur wenige oder auch gar keine Elemente aus. Folglich wird  $SOFT$  unwirksam und es

wird sich keine Crashfront ausbilden. Nachfolgend ist das Ergebnis einer FE-Rechnung mit zwei Elementen dargestellt.



**Bild 6.10:** Einfluss des Versagensparameters *SOFT* auf die Druckfestigkeit

Nach Ausfall des ersten Elements wird die Festigkeit des verbleibenden Elements, das sich jetzt in der Crashfront befindet, sofort auf den Wert  $X_C \cdot SOFT$  reduziert. Dieses Spannungsniveau bleibt wiederum bis zum Ausfall erhalten, worauf das nachfolgende Element den gleichen Restriktionen unterliegt.

Für die Crashsimulation einer Absorberstruktur bedeutet dies, dass die Elemente des Triggers, der den progressiv fortschreitenden Crashvorgang im Experiment einleitet, im FE-Modell die Aufgabe haben, den Crashfrontalgorithmus auszulösen.

## 6.6 Sonstige Simulationsparameter

Simulationsprogramme sind auf die verschiedensten Eingabeparameter angewiesen, deren Bestimmung entweder extrem aufwendig oder messtechnisch nicht möglich sind. Aus diesem Grund werden an dieser Stelle zumindest einige Anhaltswerte für verschiedene Parameter gegeben.

### 6.6.1 Reibungskoeffizienten

Die bei einem Crashversuch ablaufenden Reibungsvorgänge zwischen Probe und Prallplatte werden in FE-Programmen mit einem Reibungskoeffizienten, je nach

Relativgeschwindigkeit der Reibpartner auch getrennt in Haftreibungs- und Gleitreibungskoeffizient, berücksichtigt. In [50] wurden im Anschluss an einen Crashversuch experimentell die Gleitreibungszahlen von Glasgewebe/EP gegenüber unterschiedlich rauen Prüfflächen ermittelt.

- GF/EP gegen geschliffene Stahlfläche:  $\mu_{\text{Gl}} = 0,35$  bis  $0,39$
- GF/EP gegen polierte Stahlfläche:  $\mu_{\text{Gl}} = 0,26$  bis  $0,3$
- GF/EP gegen sandgestrahlte Stahlfläche:  $\mu_{\text{Gl}} = 0,38$  bis  $0,41$
- GF/EP gegen kreuzgeriffelte Stahlfläche:  $\mu_{\text{Gl}} = 0,65$  bis  $0,70$

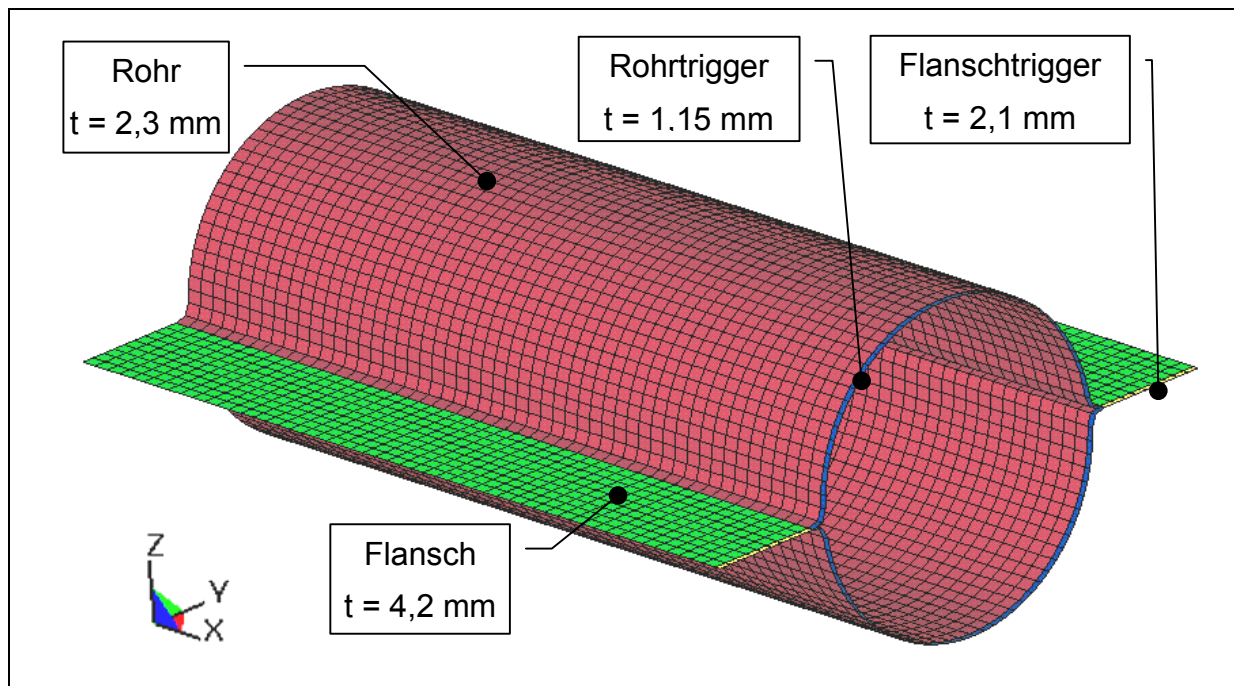
Die höchste Mittelkraft wurde hierbei an der geschliffenen Stahlfläche, die niedrigste an der polierten Stahlfläche erzielt. Zwischen höchstem und niedrigstem Wert lagen etwa 10 % Differenz. Insgesamt wird der Anteil der unterschiedlichen Reibungseffekte an der gesamten Energieabsorption auf mehr als 50 % geschätzt. In den vorangegangenen Beispielen sowie auch in den folgenden Berechnungen wird ein statischer und dynamischer Reibungskoeffizient von 0,4 vorgegeben.

## 6.7 Crashsimulation von Doppelhutprofilen

### 6.7.1 FE-Modell und Materialeigenschaften

Die prinzipielle Geometrie des Doppelhutprofils wird vom Experiment übernommen. Im Versuch wurde gezeigt, dass die Fügenaht der beiden Halbschalen eine optimale Verbindung aufweist. Der Flansch wird deshalb in Dickenrichtung mit nur einem Schalenelement von 4,2 mm Dicke repräsentiert. Die 45°-Triggerfase wird mit einer Elementreihe von 1 mm Länge und jeweils halber Laminatdicke abgebildet. In der Simulation hat dieses Triggerelement die Aufgabe, den Crashfrontalgorithmus auszulösen. Diese erste Elementreihe versagt aufgrund ihrer geringeren Wanddicke zuerst. Die nachfolgende Elementreihe wird dadurch zur Crashfront mit entsprechend reduzierter Festigkeit. Das gesamte Crashelement wird in vier Materialregionen mit jeweils unterschiedlicher Schalendicke entsprechend Bild 6.11 eingeteilt.

Die Länge des Profils beträgt 130 mm. Die Kantenlänge der Elemente, mit Ausnahme der Trigger, beträgt in X-Richtung 2,5 mm und in Y-Richtung 2 mm, so dass sich insgesamt 5406 Schalenelemente mit 5508 Knoten ergeben. Die 0°-Richtung des Gewebes liegt in Belastungsrichtung.

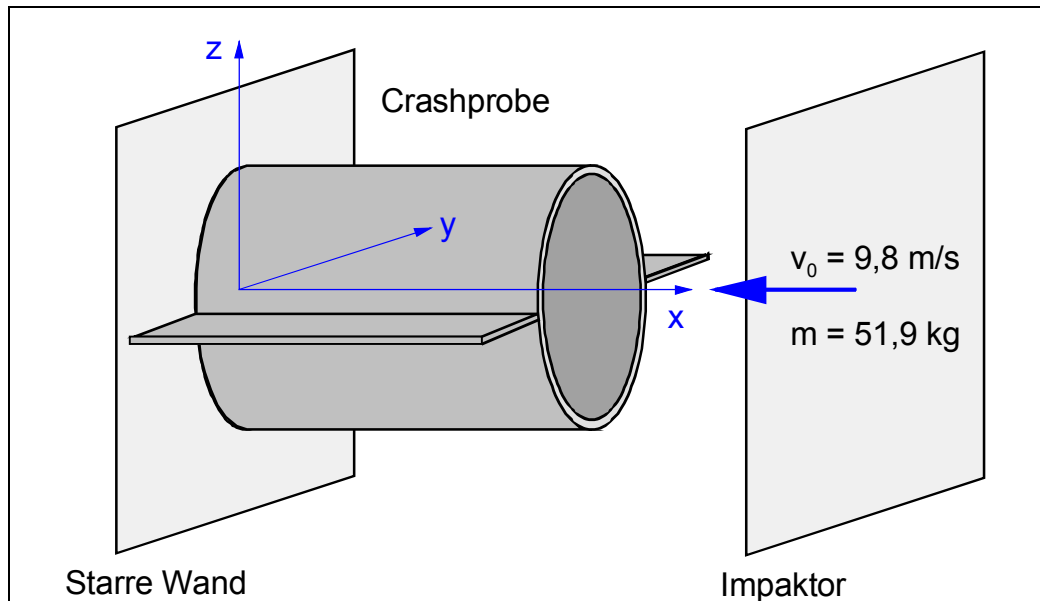


**Bild 6.11:** Materialregionen und Schalendicken des FE-Modells

Vollintegrierte Schalenelemente (Elementtyp 16) mit insgesamt acht Integrationspunkten in Schalendickenrichtung werden entsprechend der acht  $[0/90^\circ]$ -Gewebe-lagen gewählt. Der Vorteil einer vollintegrierten Schale ist die Unempfindlichkeit gegen das sog. Hourglassing, das vor allem bei den extrem hohen Elementverformungen die Simulationsergebnisse unbrauchbar machen würde. Schalenelemente mit nur einem Integrationspunkt in der Schichtebene erfordern zwar wesentlich weniger Rechenzeit, dies steht jedoch nicht im Vordergrund der Untersuchungen.

### 6.7.2 Randbedingungen und Belastungen

Das Doppelhutprofil ist mit seiner Hauptachse entlang der globalen X-Achse orientiert. Die Flansche liegen in der X-Y-Ebene. Die Probe wird durch einen Impaktor, abgebildet durch eine starre Wand, mit einer Anfangsgeschwindigkeit von  $9,8 \text{ m/s}$  in negativer X-Richtung und einer Masse von  $51,9 \text{ kg}$  belastet. Eine Rotation des Impaktors wird ausgeschlossen. Die Anfangsposition der Impaktoroberfläche liegt  $0,1 \text{ mm}$  vor dem Doppelhutprofil. An der Rückseite stützt sich die Probe auf einer zweiten, fest verankerten starren Wand ab. Ebenso wie im Experiment wird bei der Simulation die Kraft an der fest verankerten, hinteren starren Wand gemessen. Die Elementknoten des Doppelhutprofils unterliegen keiner translatorischen und rotatorischen Einschränkung.



**Bild 6.12:** Belastung der Crashprobe in der Simulation

Als Kontaktoption wird Kontakttyp 15 „Single Surface Eroding Contact“ verwendet. Werden im Kontaktbereich Elemente gelöscht, so kann der Kontakt zwischen den noch verbleibenden Schalenelementen hergestellt werden. Damit wird verhindert, dass sich die Elemente des Probekörpers beim Crashvorgang selbst durchdringen. Angewandt wird er auf alle 4 Materialien mit einem konstanten Reibungskoeffizienten von  $\mu = 0,4$ .

Die Berechnungen basieren auf folgendem Einheitensystem:

- Zeit [ms]
- Länge [mm]
- Gewicht [g]

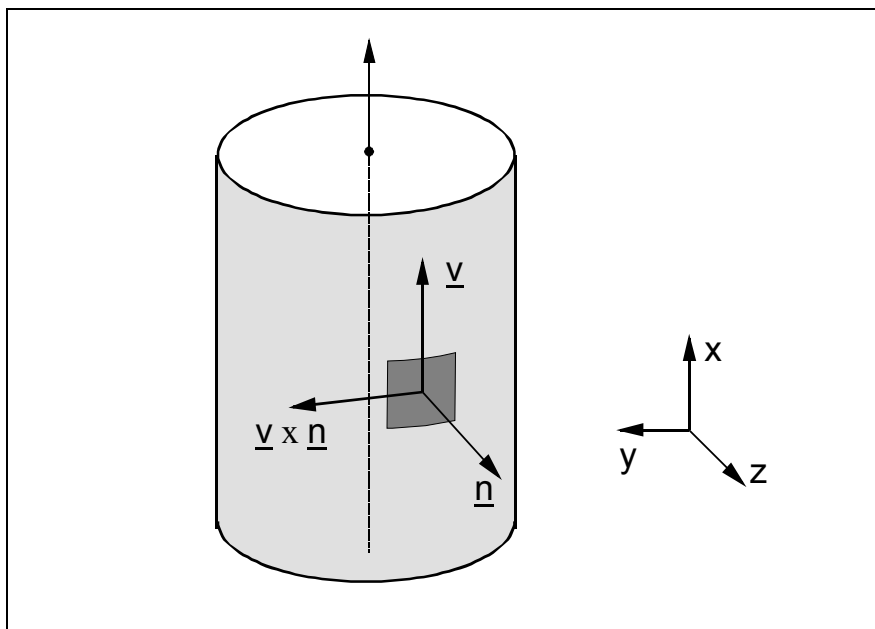
Hieraus resultiert für die zusammengesetzten SI-Größen:

- Kraft [N]
- Dichte [g/mm<sup>3</sup>]
- Geschwindigkeit: [mm/ms] = [m/s]
- Energie [Nmm] = [mJ]

### 6.7.3 Orientierung der Materialachsen

Der Parameter  $AOPT$  dient zur Bestimmung der Hauptachsen eines orthotropen Werkstoffs. Im Gegensatz zu einem isotropen Werkstoff, der in allen Richtungen die gleichen Materialeigenschaften aufweist, muss bei einem anisotropen Werkstoff die Orientierung definiert werden. Dies erfolgt im vorliegenden Fall mit  $AOPT = 3.0$  anhand des Normalenvektors der Schalenelemente und eines weiteren, zu definierenden Vektors. Bereits bei der Modellierung der Geometrie ist daher auf eine Ausrichtung der Elementnormalen in möglichst nur einer Richtung zu achten.

Das Vektorprodukt  $\underline{v} \times \underline{n}$  mit dem zu definierenden Vektor  $\underline{v}$  sowie dem Normalenvektor  $\underline{n}$  eines Schalenelements gibt die  $0^\circ$ -Orientierung eines orthotropen Werkstoffs vor. Hiervon abweichende Faserorientierungen werden über eine Winkelvorgabe bezüglich der  $0^\circ$ -Richtung für jeden Integrationspunkt des Schalenelements angegeben. Für jede Laminatschicht ist demnach ein Integrationspunkt erforderlich, wobei mehrere gleich orientierte Lagen in einer Lage mit entsprechend zugeordneter Dicke zusammengefasst werden können. Unabhängig davon sind bei Verwendung von Schalenelementen grundsätzlich mindestens drei Integrationspunkte zu verwenden.



**Bild 6.13:** Definition der Faserorientierung über das Vektorprodukt  $\underline{v} \times \underline{n}$

Die Normalenvektoren  $\underline{n}_i$  aller Elemente liegen bei dem in Bild 6.11 dargestellten FE-Modell des Doppelhutprofils in der globalen Y-Z-Ebene. Stellt man  $\underline{v}$  senkrecht zu dieser Ebene, so liegt der Vektor  $\underline{v} \times \underline{n}$  immer in der Y-Z-Ebene. Dies stellt im

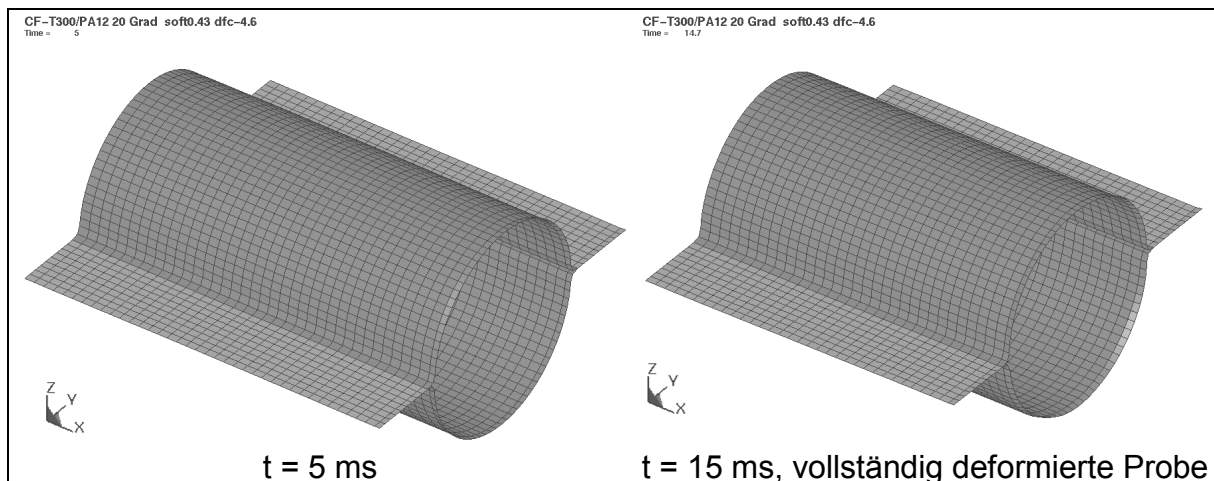
Elementkoordinatensystem immer die 90°-Richtung, bzw. die Umfangsrichtung des rohrförmigen Bauteils dar. Um den Werkstoff im Elementkoordinatensystem in der globalen X-Richtung zu orientieren, muss ein Faserwinkel von 90° eingegeben werden. Damit ist der orthotrope FKV immer unter 0° zur Hauptachse des Crashelements ausgerichtet.

Im vorliegenden Fall muss dazu  $\underline{y} \times \underline{n}$  - wie in Bild 6.13 skizziert - in Richtung der X-Achse gelegt werden, was durch eine Orientierung des Vektors  $\underline{y}$  in die globale X-Richtung (1 0 0) erfolgt.

#### 6.7.4 Ergebnisse der Crashsimulation von CF/PA12 Absorbern

##### Simulationsergebnisse bei 20 °C

Nach dem Auftreffen des Impaktors auf die erste Elementreihe, die Triggerelemente von Flansch und Rohrkörper, werden diese bis zur maximalen Stauchung verformt und fallen dann aus. Damit werden sofort die Festigkeiten der benachbarten Elemente reduziert. Der Crashfrontalgorithmus ist somit aktiviert und alle nachfolgenden Elementreihen versagen auf dem Kraftniveau der zuvor ermittelten Nachversagensfestigkeit bis die gesamte Impaktorenergie absorbiert ist. Wie in Bild 6.15 zu sehen ist, stimmen Kraftverlauf und Deformationszeit mit dem Versuch sehr gut überein.

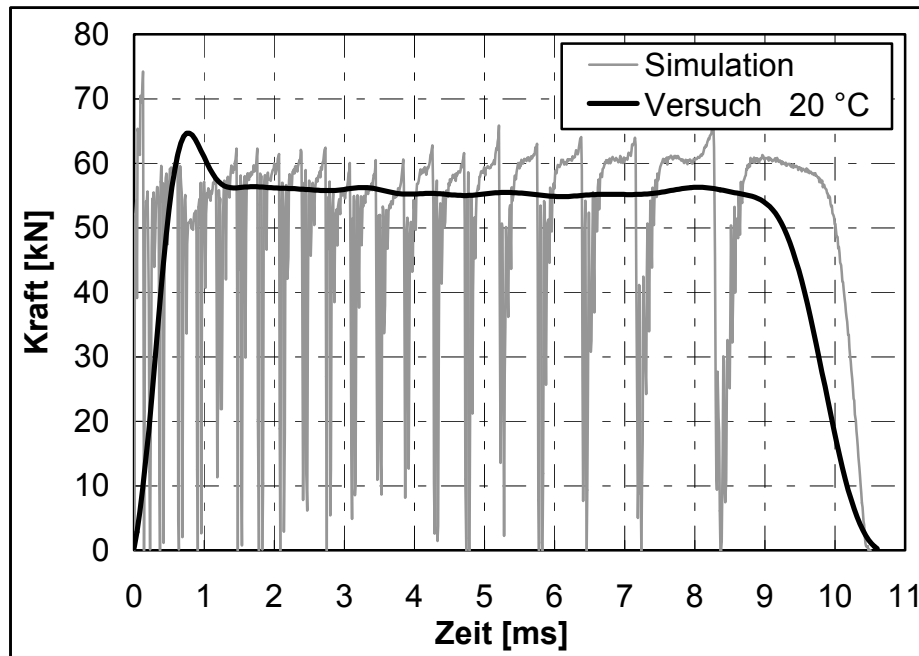


**Bild 6.14:** Deformation der Crashprobe in der Simulation

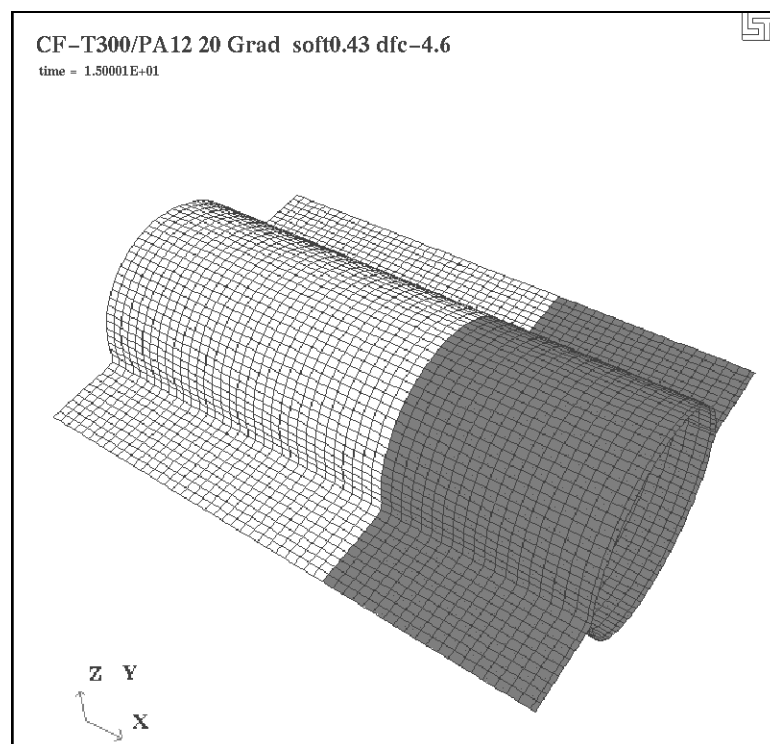
Da die Elemente nicht zu 100 % komprimiert werden können, erfolgt nach jedem Ausfall einer Elementreihe ein Abfall des Kraftsignals bis nahezu auf Null und mit dem Aufprall des Impaktors auf die nachfolgenden Elementreihen ein anschließender Wiederanstieg. Während des Kraftabfalls bewegt sich der Impaktor ungebremst ohne



jede Energieabsorption weiter und es ergibt sich ein etwas größerer Deformationsweg. Wie in Bild 6.16 zu erkennen ist, fallen 21 Elementreihen vollständig aus. Jedes gelöschte Element hat somit die Crashfront durchlaufen.



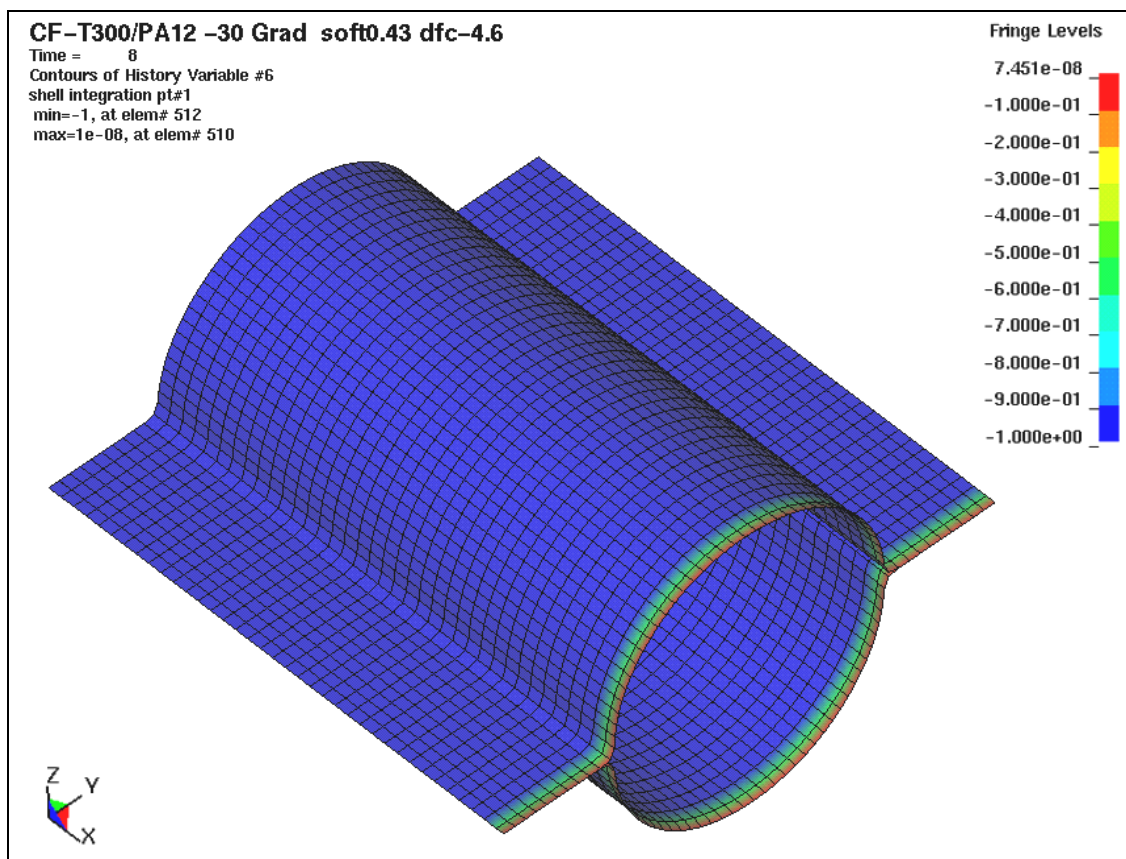
**Bild 6.15:** Kraft-Zeit-Diagramme von Simulation und Experiment bei 20 °C



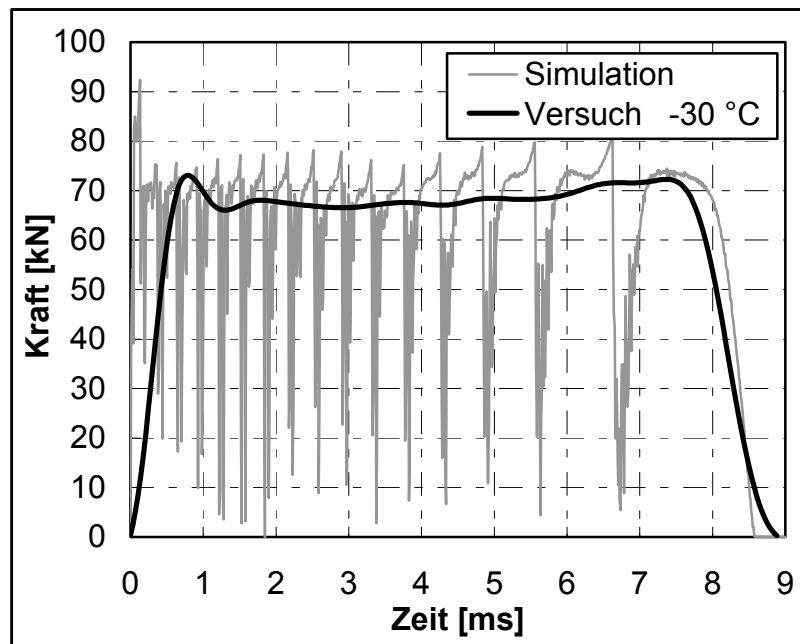
**Bild 6.16:** Ausgefallene Elemente bei 20 °C

### Simulationsergebnisse bei -30 °C

Bei -30 °C ist die Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation besser als bei 20 °C. Dies liegt an dem erhöhten Mittelkraftniveau, in dessen Folge weniger Elementreihen ausfallen. Bei der Visualisierung der Crashfront über den sog. *Damage Parameter*, der für Elemente in der Crashfront den Wert  $10^{-8}$ , für intakte Elemente den Wert 1 und für gelöschte Elemente den Wert -1 annimmt, kann beim Abspielen einer Verformungssequenz das Fortschreiten der Crashfront beobachtet werden. Bild 6.17 zeigt den Stand der Crashfront nach 8 ms. Alle Elemente, die nicht direkt am Impaktor anliegen, sind noch vollkommen intakt und die Crashfront schreitet kontrolliert von einer Elementreihe zur nächsten fort. Gelöschte Elemente werden nicht mehr angezeigt.



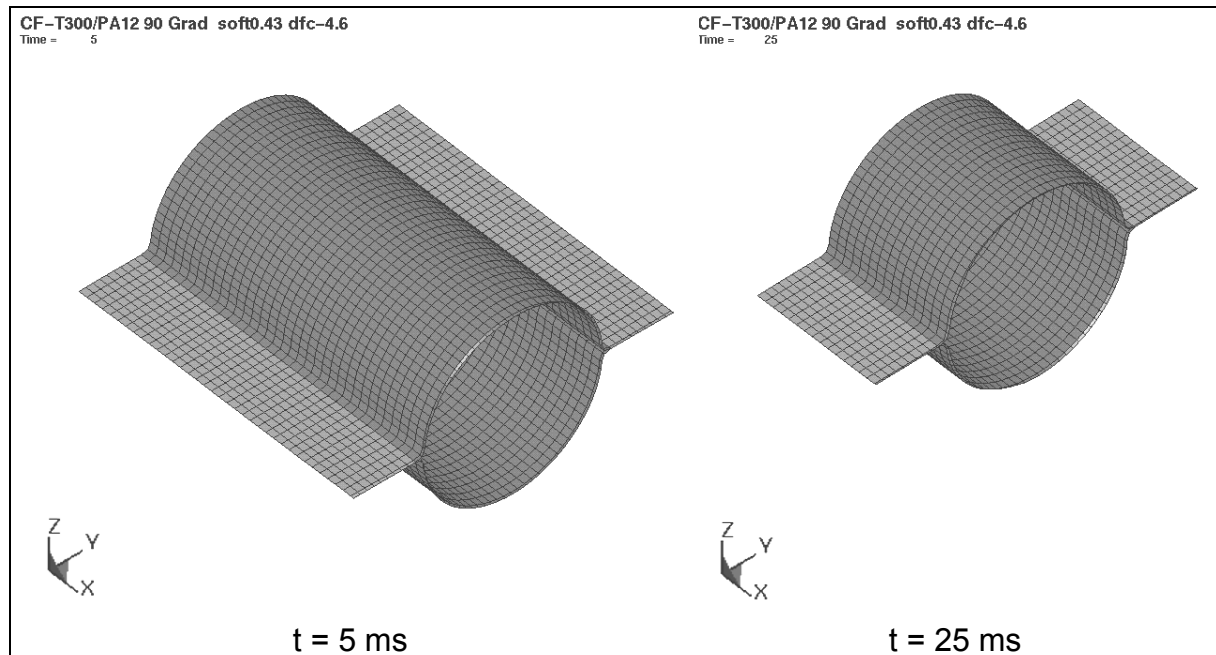
**Bild 6.17:** Visualisierung der Crashfront in der Simulation



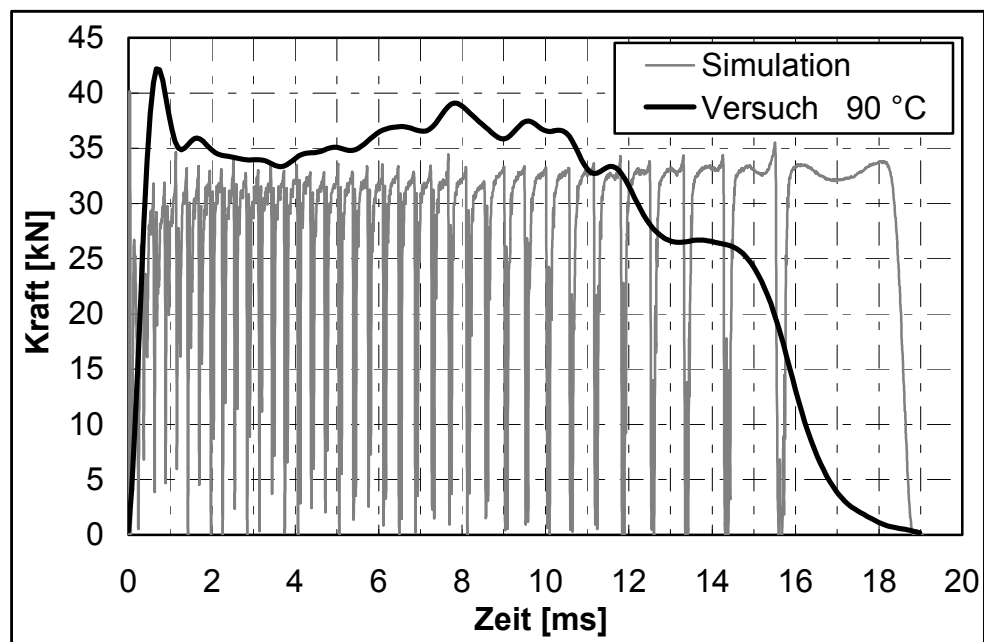
**Bild 6.18:** Kraft-Zeit-Diagramme von Simulation und Experiment bei -30 °C

### Simulationsergebnisse bei 90 °C

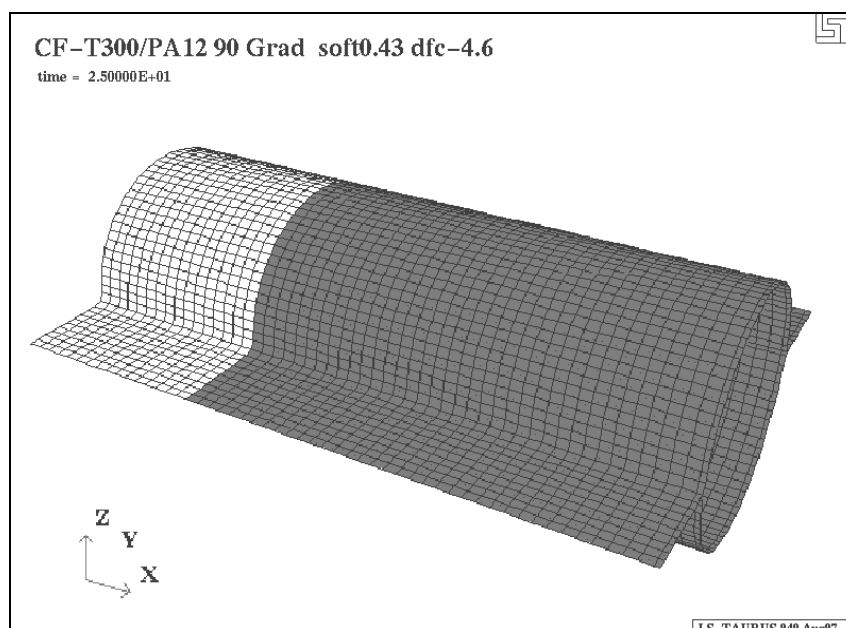
Das Deformationsbild der Simulation mit den Werkstoffkennwerten bei 90 °C stimmt, abgesehen von der größeren Deformationslänge, mit den vorherigen überein. Die Mittelkraft liegt bis zu einer Berechnungszeit von 11 ms etwa 5 kN unter den im Versuch gemessenen Werten. Erst nach 11 ms liegen Simulation und Experiment näher beieinander. Hier kann sich eine Geschwindigkeitsabhängigkeit bemerkbar machen, da bei der höheren Deformationsgeschwindigkeit zu Versuchsbeginn ein wesentlich höheres Krafniveau herrscht. Im Materialmodell ist jedoch noch keine Dehnratenabhängigkeit vorgesehen. Ein solcher Effekt kann somit auch nicht abgebildet werden. Die Simulation beruht auf der Annahme, dass bei den im Crashvorgang üblichen hohen Belastungsgeschwindigkeiten auch die Werkstoffkennwerte aus den statischen Versuchen gültig sind. Diese Annahme wurde für das Nachversagensverhalten im Druckbereich nur bei 20 °C überprüft.



**Bild 6.19:** Deformationsbild bei 90 °C



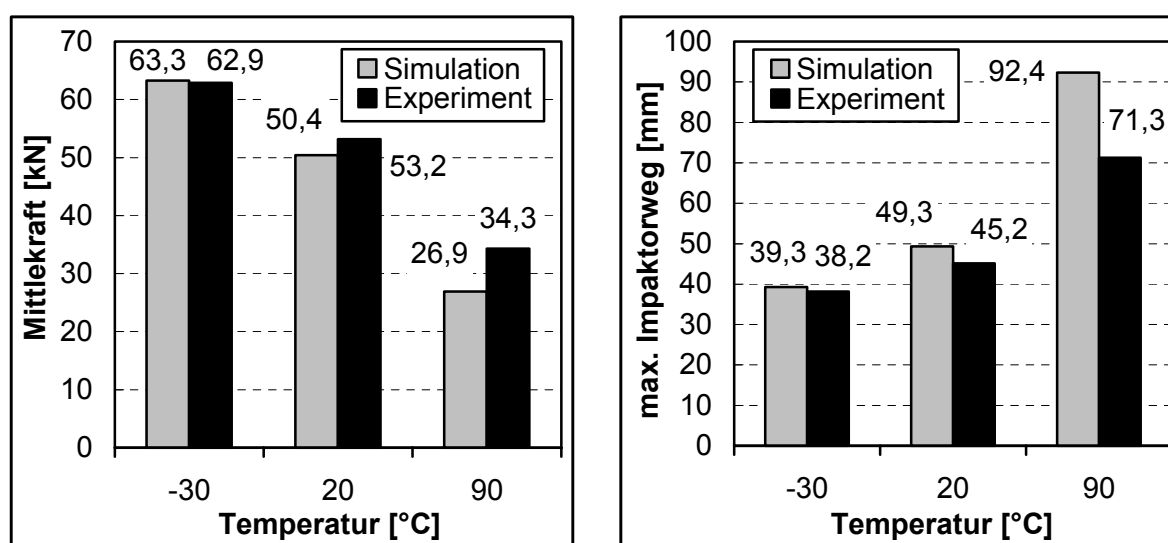
**Bild 6.20:** Kraft-Zeit-Diagramme von Simulation und Experiment bei 90 °C



**Bild 6.21:** Ausgefallene Elemente bei 90 °C

## 6.8 Diskussion der Simulationsergebnisse

In Bild 6.22 sind die Ergebnisse von Experiment und Simulation gegenübergestellt. Bei -30 und 20 °C stimmen Mittelkraft und Impaktorweg bis auf einen Fehler von 5 % überein. Die vorgestellte Methodik zur Bestimmung der Materialeigenschaften und Versagensparameter ist auf das untersuchte Material sehr gut anwendbar und sollte in dieser Form auch auf andere Faser-Matrix-Kombinationen übertragbar sein.



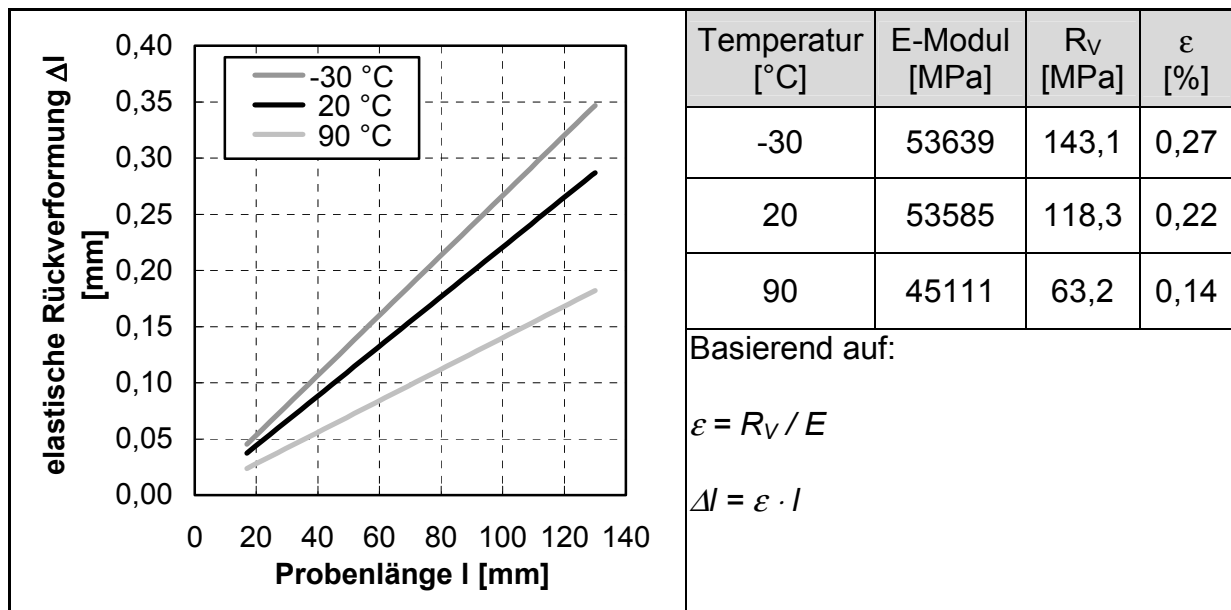
**Bild 6.22:** Mittelkraft und maximaler Impaktorweg als Funktion der Temperatur

Die Ergebnisse bei 90 °C zeigen größere Abweichungen. Generell wird mit der Simulation die Mittelkraft zu niedrig und somit der Verformungsweg zu hoch berechnet. Die experimentelle Bestimmung von Werkstoffeigenschaften muss somit stärker auf das dehnratenabhängige Nachversagensverhalten unter Berücksichtigung der jeweiligen Umgebungstemperatur ausgerichtet werden.

Eine weitere Fehlerquelle ist die Steuerung des Elementausfalls durch den Parameter  $t_{fail}$  der Zeitschrittkontrolle zur Aktivierung des Crashfrontalgorithmus. Theoretisch absorbiert jedes Element bei einem gegebenen  $t_{fail}$  von 0,15 gegenüber einer vollständigen Kompression 15 % weniger Energie. Nach dem Ausfall einer Elementreihe werden alle übrigen Elemente wieder entlastet und federn infolgedessen zurück. Der Einfluss des zu frühen Elementausfalls ist daher etwas geringer als die angenommenen 15 %, da die entlasteten Elemente sofort wieder belastet werden und, mit Ausnahme der Crashfrontelemente, erneut innerhalb ihres elastischen Verformungsvermögens komprimiert werden. Dennoch wird aus den Kraft-Zeit-Diagrammen ersichtlich, dass nach Ausfall einer Elementreihe ein Einbruch des Kraftverlaufs bis zur Nulllinie erfolgt, der eine geringere Energieaufnahme und somit einen höheren Verformungsweg zur Folge hat.

Bild 6.23 zeigt die elastische Rückverformung, die theoretisch nach dem gleichzeitigen Ausfall einer ganzen Elementreihe in einer Probe erfolgt. Das vorherrschende Druckspannungsniveau im Nachversagensbereich führt zu einer vollständig elastischen Deformation im ungeschädigten Probenbereich. Anhand des jeweiligen Elastizitätsmoduls kann somit die vorliegende elastische Dehnung aus  $\sigma = E \cdot \varepsilon$  berechnet werden.

Mit steigender Temperatur stellt sich wegen der gegenüber dem E-Modul wesentlich stärker abfallenden Nachversagensfestigkeit eine geringere elastische Rückverformung der Probe ein. Die elastische Rückverformung ergibt sich aus dem Produkt der jeweiligen Probenlänge und der Dehnung  $\varepsilon$ . Zusammen mit der bei hohen Temperaturen ohnehin größeren Deformationslänge führt die geringere Rückstellung bei hohen Temperaturen zu einer größeren Differenz zwischen berechneter und experimentell gemessener Deformationslänge. Der Impaktor bewegt sich dann nach einem Elementausfall für einen größeren Zeitraum ohne ein energieabsorbierendes und damit bremsendes Hindernis. Somit sinkt dann auch die in der Simulation berechnete Mittelkraft.



**Bild 6.23:** Elastische Rückverformung der Probe in Abhängigkeit von Probenlänge und Temperatur

Um diesen Fehler auszugleichen wäre eine Elementlänge erforderlich, die kleiner als die Differenz zwischen elastischem Rückstellvermögen und der Elementrestlänge beim Ausfall ist. Es gilt dabei folgende Beziehung:

$$\Delta l = \varepsilon \cdot l \geq t_{fail} \cdot l_E \quad (\text{Gl. 6-25})$$

Bei vorliegender Probenlänge  $l$  von 130 mm und einem Wert von  $t_{fail} = 0,15$  wären somit Kantenlängen von maximal 1,21 mm bei 90 °C erforderlich. Mit zunehmender Crashlänge muss sich die Kantenlänge verkleinern, da bei der damit einhergehenden Probenverkürzung auch die elastische Rückstellung  $\Delta l$  abnimmt.

Ein derart feines Netz bedeutet extrem lange Berechnungszeiten und ist daher für die Praxis nicht anwendbar. Hingegen würde eine automatische Netzadaption an den jeweiligen Verformungszustand erlauben, die Elemente in der Crashfront während der Berechnung feiner zu vernetzen. Der ungeschädigte und somit nur innerhalb der elastischen Deformationsgrenzen belastete Probenbereich kann dann wesentlich größer vernetzt werden.

## 6.9 Auslegung crashbelasteter Tragstrukturen

Das Energieabsorptionsverhalten einer Tragstruktur ist nicht der einzige Gesichtspunkt bei der Auslegung. Möglicherweise wird das Bauteil während seiner Gebrauchsdauer niemals Energie absorbieren müssen. Die statischen und dynamischen Betriebslasten sind für die Auslegung somit von größerer Bedeutung, wobei die in Kapitel 2 und 5 gemachten Beobachtungen hinsichtlich crashtauglicher Werkstoffe, Laminataufbauten und Geometrien berücksichtigt werden müssen.

Generell unterliegt das Energieabsorptionsvermögen von Faser-Kunststoff-Verbunden vielfachen Einflüssen. Bereits kleinste Änderungen, z. B. im Fertigungsprozess oder der Faserschichte, wirken sich auf den Bruchvorgang und damit auch auf die Mittelkraft aus. Dies erlaubt es nicht, die Crashlast einer FKV-Struktur mit Hilfe der Simulation exakt vorherzubestimmen. Begleitende experimentelle Untersuchungen sind derzeit noch unerlässlich.

Durch eine entsprechende Werkstoffauswahl und qualitätssichernde Maßnahmen bei der Fertigung lassen sich solche Einflüsse minimieren. Über Beeinträchtigungen der Crasheigenschaften durch Alterung, Ermüdung, oder Klimawechsel (Tauzyklen) wurde bisher nicht veröffentlicht, Auswirkungen auf das EA-Verhalten sind aber zu erwarten. Material, Vorbehandlungsmethoden, wie z. B. die Trocknungszeiten von Aramidfasern oder Polymerfolien vor der Verarbeitung sowie das gesamte Verarbeitungsverfahren, sollten im Rahmen der Qualitätssicherung genauestens dokumentiert werden, um jederzeit reproduzierbare Ergebnisse garantieren zu können.



## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Arbeit leistet einen Beitrag zur Bestimmung des Temperatureinflusses auf das Crashverhalten von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden sowie zu deren numerischer Simulation.

Zur Untersuchung des Crashverhaltens von FKV-Strukturen unter Temperatureinfluss wurde die Crashanlage der IVW GmbH um eine Klimakammer erweitert. Damit können erstmals Crashversuche bei realen Aufprallgeschwindigkeiten in einem Temperaturbereich von -40 bis 100 °C durchgeführt werden. Dies erlaubt die experimentelle Optimierung von Faser-Matrix-Kombinationen und Bauweisen hinsichtlich ihres Crash- und Energieabsorptionsverhaltens unter Berücksichtigung der Einsatztemperatur und der real im Crashfall auftretenden Belastungsgeschwindigkeit.

Die erstmals an FKV mit technischen Thermoplasten als Matrix durchgeführten experimentellen Untersuchungen zeigen, dass das Crashverhalten von FKV-Energieabsorbern temperaturabhängig ist und bei der Auslegung crashbelasteter Strukturen berücksichtigt werden muss. Trotz der Temperaturabhängigkeit konnte mit allen getesteten Materialien bei jeder Prüftemperatur eine wesentlich höhere massenspezifische Energieabsorption erzielt werden als mit einem zu Vergleichszwecken herangezogenen hochfesten Aluminium.

Die komplexen Bruch- und EA-Mechanismen, z. B. Delamination und Reibung, können in der Crashsimulation nicht bzw. nur in sehr begrenztem Umfang berücksichtigt werden. Durch ein ständiges Abgleichen von Versuch und Experiment kann über die Anpassung entsprechender Parameter der Versuch nachgerechnet und das globale Versagensverhalten dargestellt werden. Alle Publikationen, gleich zu welchem Simulationsprogramm, weisen auf noch notwendige Entwicklungsarbeiten an FKV-Materialmodellen hin. Forschungsschwerpunkte sind:

- Netzgrößeneinfluss
- Delaminationen
- Reibung
- Dehnratenabhängigkeit bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten
- Nachversagensverhalten bei Druckbelastung

Ein Teil dieser Einflussgrößen, nämlich die Dehnratenabhängigkeit und die Nachversagensfestigkeit im Druckbereich, kann durch den in dieser Arbeit definierten Druckversuch mit einseitiger Probeneinspannung im Rahmen der Kennwertermittlung erfasst werden. Basierend auf diesem Versuch, sowie der systematischen Festlegung von Versagensparametern, konnte in der Crashsimulation mit kohlenstoffgewebeverstärktem PA12 eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Versuchen erzielt werden. Mit der vorgestellten Methodik ist kein Abgleich von Versagensparametern anhand von Gesamtstrukturversuchen erforderlich, um die Simulation dem Experiment anzupassen. Der vorgestellte Versuch zur Ermittlung der Druckfestigkeit im Nachversagensbereich ist somit sehr gut zur Bestimmung crashrelevanter Parameter für die Simulation geeignet.

Der Einsatz von FE-Programmen bei der Crashsimulation von FKV stellt bei weitem noch keine Standardanwendung dar und die Ergebnisse müssen kritisch ausgewertet werden. Grundsätzlich sind von dem zu berechnenden FKV die Werkstoffkennwerte unter den jeweiligen Einsatzbedingungen erforderlich.

Die wichtigsten Resultate dieser Arbeit sind:

#### Experimentell:

- Der Laminatbiegemode bei Faser-Kunststoff-Verbunden ist ein hocheffizienter Energieabsorptionsmechanismus mit sehr guter Materialausnutzung.
- Der Schubmodul der Matrix bestimmt maßgeblich das Kraftniveau, wenn das Versagen durch einen Laminatbiegemode gekennzeichnet ist.
- Die Festigkeit im 3-Punkt Biegeversuch zeigt unter Temperaturbelastung einen der spezifisch absorbierten Energie vergleichbaren Abfall mit steigender Temperatur.
- Teilkristalline Thermoplaste, auch Hochtemperaturthermoplaste wie PEEK, sind als Matrixmaterial für thermisch belastete Crashelemente aufgrund der starken Abnahme des Schubmoduls mit steigender Temperatur weniger geeignet.
- Amorphe Thermoplaste, deren Glasübergangstemperatur oberhalb der geforderten Einsatztemperatur des Energieabsorbers angesiedelt ist, ermöglichen einen wesentlich günstigeren Kraftverlauf mit nur geringem Abfall der Mittelkraft bei steigender Temperatur.

### Numerische Simulation

- Das während des Crashversuchs vorherrschende Kraftniveau eines Energieabsorbers aus CF/PA12 lässt sich basierend auf dem vorgestellten Druckversuch in gewissen Grenzen voraussagen. Auch das Deformationsbild ist unter Berücksichtigung der Modelldiskretisierung mit nur einem Schalenelement zur Repräsentation der Wanddicke zufriedenstellend. Dies erlaubt die Abbildung des Crashverhaltens eines CFK-Strukturbauteils in einer Fahrzeugstruktur.

Der für gewebeverstärkte Thermoplaststrukturen angewendete Herstellungsprozess mit Doppelbandpressenmaterial, Stempelumformung und Vibrationsschweißtechnik wurde erfolgreich in der Kleinserienproduktion eingesetzt und erwies sich als äußerst effizient. Es konnten größere Probenmengen für umfangreiche Versuchsreihen mit gleichbleibender und reproduzierbarer Qualität gefertigt werden. Dies belegen die geringen Schwankungen der Versuchsergebnisse. Eine Übertragung dieses Produktionsverfahrens auf größere Serien ist jederzeit möglich.

### Ausblick

- Weitergehende Untersuchungen sind primär auf dem Gebiet der Materialmodellierung zur Vorhersage der Nachversagensfestigkeit von FKV unter Druckbelastung durchzuführen, um eine zuverlässige und prognosefähige Simulation des Crashverhaltens bei minimalem experimentellem Aufwand zu ermöglichen.
- Die Dehnratenabhängigkeit der Nachversagensfestigkeit im Druckbereich bei unterschiedlichen Temperaturen muss berücksichtigt werden.
- Eine Übertragung der vorgestellten Simulationsmethodik auf andere FKV, die durch ein progressives Crashverhalten versagen, entweder durch Laminatbiegung, Transversalschub oder eine Kombination aus beiden, erscheint möglich. Zur Verifikation sind entsprechende Versuche durchzuführen.

## 8 Literaturverzeichnis

- [1] Seiffert, U.: Fahrzeugsicherheit. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1992, ISBN 3-18-401264-4
- [2] Kramer, F.: Passive Sicherheit von Kraftfahrzeugen, Grundlagen – Komponenten - Systeme. Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig/Wiesbaden 1998, ISBN 3-528-06915-5
- [3] Dyckhoff, J.; Haldenwanger, H. G.; Herwig, R.: Lenker aus Faserverbundwerkstoff mit Thermoplastmatrix. Werkstoffe im Automobilbau. Sonderausgabe von ATZ und MTZ 98/99
- [4] Kindervater, C.: Crashenergie-Absorption von Composite-Bauweisen. Luftfahrttechnisches Handbuch, Band Faserverbundleichtbau, FL 25 200 - 05, 10.07.97, IABG, Ottobrunn; Royal Media Print GmbH
- [5] Federal Aviation Regulations. Part 25 – Airworthiness Standards: Transport Category Airplanes, §25.561 – 25.563: Emergency Landing Conditions. Federal Aviation Administration – Washington D. C., June 16, 1988
- [6] Hull, D.: A Unified Approach to Progressive Crushing of Fibre-Reinforced Composite Tubes. Composites Science and Technology 40 (1991), S. 377 - 421
- [7] Haug, E.; de Rouvray, A.: Crash Response of Composite Structures. Structural Crashworthiness and Failure, Elsevier Science Publishers LTD 1993, ISBN 1-85166-969-8, S. 237 - 294
- [8] Hull, D.; Coppola, J. C.: Performance of Glass Fibre-Vinyl Ester Composite Tubes Crushed Using Internal Mandrels. Composite Structures 6, Proceedings of the 6th Int. Conf. on Composite Structures, Paisley College, GB, 9. - 11.9.1991, S. 129 - 143
- [9] N.N.: Composites cut weight of Renault spaceframe. Reinforced Plastics, February 1995, S. 22 - 27
- [10] Vogt, H.; Beartmore, P.; Hull, D.: Crash-Energieabsorption mit faserverstärkten Kunststoffen im Karosseriebau. Kunststoffe als Problemlöser im Automobilbau, VDI-Verlag, Düsseldorf 1987
- [11] Johnson, A. F.; Kindervater, C. M.: Composite Energy Absorbing Concepts for Lightweight Vehicles. ISATA 1996
- [12] Farley, G. L.; Jones, R. M.: Analogy for the Effect of Material and Geometrical Variables on Energy-Absorbing Capability of Composite Tubes. Journal of Composite Materials, Vol. 26 No. 1/1992, S. 78 - 89

- [13] Maier, M.: Experimentelle Untersuchung und numerische Simulation des Crashverhaltens von Faserverbundwerkstoffen. Dissertation Universität Kaiserslautern 1990
- [14] Hamada, H.; Ramakrishna, S.: Effect of Fiber Material on the Energy Absorption Behaviour of Thermoplastic Composite Tubes. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 9 July 1996, S. 259 - 278
- [15] Hamada, H.; Coppola, J. C.; Maekawa, Z.; Sato, H.: Comparison of energy absorption of carbon/epoxy and carbon/PEEK composite tubes. *Composites*, Vol. 23, No. 4 July 1992, S. 245 - 252
- [16] Farley, G. L.; Wolterman, R. L.; Kennedy, J. M.: The Effects of Crushing Surface Roughness on the Crushing Characteristics of Composite Tubes. *Journal of the American Helicopter Society*, Band 37 (1992), S. 53 - 60
- [17] Farley, G. L.: The Effects of Crushing Speed on the Energy Absorption Capability of Composite Tubes. *Journal of Composite Materials*, Vol. 25 October 1991, S. 1314 - 1329
- [18] Egerton, M. W.; Gruber, M. B.: Thermoplastic Filament Wound Parts Demonstrating Properties in Crush Tube and Torque Tube Applications. 34th International SAMPE Symposium, May 8 - 11, 1989
- [19] Farley, G. L.: Energy Absorption of Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, Vol. 17, May 1983, S. 267 - 279
- [20] Thornton, P. H.: Energy Absorption in Composite Structures. *Journal of Composite Materials*, Vol. 13, July 1979, S. 247 - 262
- [21] Farley, G. L.; Jones, R. M.: Crushing Characteristics of Continuous Fiber-Reinforced Composite Tubes. *Journal of Composite Materials*, Vol. 26 No. 1/1992, S. 37 - 50
- [22] Hull, D.: Axial crushing of fibre reinforced composite tubes. *Structural Crashworthiness*, S. 118 - 135, Butterworth, London 1983
- [23] Farley, G. L.: Effect of Specimen Geometry on the Energy Absorption Capability of Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, Vol. 20 July 1986, S. 390 - 400
- [24] Keal, R.: Post Failure Energy Absorbing Mechanisms of Filament Wound Composite Tubes. Doctor Thesis, University of Liverpool 1983
- [25] Hamada, H.; Ramakrishna, S.; Nakamura, M.; Maekawa, Z.: Comparison of Static and Impact Energy Absorption of Glass Cloth/Epoxy Composite Tubes. 10th Annual ASM/ESD Advanced Composites Conference, Dearborn, Michigan, USA S. 501 - 510

- [26] Hamada, H.; Ramakrishna, S.; Nakamura, M.; Maekawa, Z.: Energy Absorption Behaviour of Hybrid Composite Tubes. ASM/ESD Advanced Composites Conference, Dearborn, Michigan, USA, 7 - 10 November 1994
- [27] Peijs, A. A. J. M.; van Klinken, E. J.: Hybrid Composites based on polyethylene and carbon fibres. Part V: Energy absorption under quasi-static crash conditions. Journal of Materials Science Letters 11 (1992), S. 520 - 522
- [28] Thuis, H. G. S. J.; Metz, V. H.: The influence of trigger configurations and laminate lay-up on the failure mode of composite crush cylinders. Composite Structures 25 (1993), S. 47 - 43
- [29] Wilson, D. W.; Altstädt, V.; Maier, M.; Prandy, J.; Thoma, K.; Vinckier, D.: An Analytical and Experimental Evaluation of 0/90 Laminate Tests for Compression Characterization. Journal of Composites Technology and Research. Vol. 16, No. 2, April 1994, S. 146 - 153
- [30] Schmueser, D. W.; Wicklife, L. E.: Impact Energy Absorption of Continuous Fiber Composite Tubes. Journal of Engineering Materials and Technology, January 1987 Vol. 109, S. 72 - 77
- [31] Domininghaus, H.: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften. VDI-Verlag Düsseldorf 1992, ISBN 3-18-401186-0
- [32] Bartholomeyzik: Thermoplastische Kunststoffe als Konstruktionswerkstoffe – die wichtigsten physikalischen und technologischen Eigenschaften. Konstruieren mit thermoplastischen Kunststoffen, Teil 1: Grundlagen. Druckschrift B 597 d, 5.93, BASF-AG, Ludwigshafen
- [33] Hamada, H.; Ramakrishna, S.: Effect of Testing Temperature on the Energy Absorption Behaviour of Carbon Fiber/PEEK Composite Tubes. Journal of reinforced Plastics and Composites, Vol. 15, January 1996
- [34] Kindervater, C. M.; Georgi, H.: Composite strength and energy absorption as an aspect of structural crash resistance. Structural Crashworthiness and Failure, S. 189 - 235, 1993 Elsevier Science Publishers LTD, ISBN 1-85166-969-8
- [35] Carlsson, L.A.; Pipes, R. B.: Hochleistungsfaserverbundwerkstoffe. Herstellung und experimentelle Charakterisierung. Teubner Verlag, Stuttgart 1998, ISBN 3-519-03250-3
- [36] Neogi, D.; Brachos, V.; Douglas, C.: Composite Cored Trapezoidal Sections - Design for Enhanced Energy Absorption. 41st International SAMPE Symposium, March 24 - 28 1996, S. 785 - 795
- [37] Haldenwanger, H. G.; Leitner, P.; Mineif, P.: Kunststoff - ein Werkstoff für Hybridbauweise im modernen Motorenbau. Kunststoffe im Automobilbau, VDI-Verlag Düsseldorf 1993, ISBN 3-18-234169-3

- [38] Farley, G. L.: Effect of Fiber and Matrix Maximum Strain on the Energy Absorption of Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, Vol. 20 July 1986, S. 322 - 334
- [39] Thornton, P. H.: The Crush Behaviour of Glass Fiber Reinforced Plastic Sections. *Composite Science and Technology*, 27 (1986), S. 199 - 223
- [40] Price, J. N.; Hull, D.: Axial Crushing of Glass Fibre-Polyester Composite Cones. *Composite Science and Technology*, 28 (1987), S. 211 - 230
- [41] Breuer, U.; Ostgathe, M.; Kerth, S.; Neitzel, M.: Fabric Reinforced Thermoplastic Composites - A Challenge for Automotive Applications. *Proc. of the XXVI Congress FISITA 96*, 17. - 21.06.1996, Prague, 1996
- [42] Kerth, S.; Ostgathe, M.; Dehn, A.; Maier, M.: Experimental investigation and numerical simulation of the crush behaviour of composite structural parts. *Proc. of the 41st SAMPE Symposium and Exhibition*, 1996, Anaheim, USA
- [43] Deletombe, E.; Delsart, D.; Fabis, J.; Johnson, A. F.: Enhanced composite material law for energy absorption modelling of anti-crash components in Aeronautics. *Proc. of the International Crashworthiness Conference*, 1998, Dearborn, Michigan
- [44] Dyckhoff, J.; Haldenwanger, H. G.: Entwicklung eines crashcompatiblen Faserverbundkunststoff-Trägers. *Kunststoffe im Automobilbau - variabel für die Zukunft*. S. 257 - 275, VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1999
- [45] Omar, T. A.; Kan C. D.; Bedewi, N. E.: Nonlinear Finite Element Analysis of box beam crush buckling - Experimental validation and material comparison. *Proceedings of the 29th ISATA, Road and Vehicle Safety, Internat. Symp. on Automotive Technol. & Automation*, Florenz, Italien, 3. - 6. Juni 1996, S. 495 - 504
- [46] Schweizerhof, K.; Weimar, K.; Münz, T.; Rottner, T.: Crashworthiness Analysis with Enhanced Composite Material Models in LS-DYNA - Merits and Limits. 16. CAD-FEM Users' Meeting, 7. - 9.Okt. 1998, Bad Neuenahr - Ahrweiler
- [47] Hienstorfer, W. G.: Crashsimulationsrechnungen und Bauteilidealisierung für einen Luftfahrzeugunterboden. *Zeitschrift für Flugwissenschaften und Weltraumforschung* 11, (1987), S. 221 - 229
- [48] Ramakrishna, S.: Microstructural design of composite materials for crashworthy structural applications. *Materials & Design*, Vol. 18, No. 3, 1997, S. 167 - 173
- [49] Haug, E.; Jamjian, M.: Industrial crashworthiness simulation of automotive structures and components made of continuous fiber reinforced composite and sandwich assemblies. 27th ISATA, Electric Hybrid & Alternative Fuel Vehicles and Supercars, Int. Symp. on Automotive Technol. and Automation, Aachen, 31.10. - 4.11.1994, S. 753 - 760

- [50] Fairfull, A. H.; Hull, D.: Energy absorption of polymer matrix composite structures: Frictional effects. Structural failure; 2nd International Symposium on Structural Crashworthiness, Cambridge, MA, June 6 - 8, 1988, S. 255 - 279
- [51] Ramakrishna, S.; Hamada, H.: Energy absorption characteristics of crash worthy structural composite materials. Key Engineering Materials Vols. 141 - 143 (1998) Trans Tech Publ Ltd Uetikon-Zuerich, Switzerland, S. 585 - 620
- [52] Fleming, D. C.; Vizzini, A. J.: Crashworthiness of truncated composite cones under side loads. 16th European Rotorcraft Forum, Glasgow, Scotland, Sept. 18 - 21, 1990
- [53] Ramakrishna, S.: Energy absorption characteristics of knitted fabric reinforced epoxy composite tubes. Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 14, no. 10, S. 1121 - 1141, October 1995
- [54] Farley, G. L.; Bird, R. K.; Modlin, J. T.: The role of fiber and matrix in crash energy absorption of composite materials. Journal of the American Helicopter Society, 34 (1989) Heft 2, S. 52 - 58
- [55] Karbhari, V. M.; Locurcio A. P.: Progressive Crush Response of Hybrid Felt[Fabric Composite Structures. Journal of Reinforced Plastics and Composites Vol. 16, No. 3/1997
- [56] Neogi, D.; Brachos, V.; Douglas, C.: Composite Cored Trapezoidal Sections - Design for Enhanced Energy Absorption. 41st international Symposium, March 24 - 28 1996, S. 785 - 795
- [57] Hamada, H.; Ramakrishna, S.; Maekawa, Z; Nakamura, M.; Nishiwaki, T.: Energy Absorption Characteristics of Composite Tubes with Different Cross-Sectional Shapes. ASM/ESD Advanced Composites Conference, Dearborn, Michigan, USA, 7 - 10 November 1994, S. 523 - 534
- [58] Thom, Holger: A review of the biaxial strength of fibre-reinforced plastics. Composites Part A 29A, S. 869. Elsevier Science LTD, 1998
- [59] Will, J.: Implizit versus explizit. Infoplaner 1/1999, CAD-FEM GmbH, Grafing
- [60] Carnell, B. L.; Pramanik, M.: ACAP crashworthiness analysis by KRASH. Journal of the American Helicopter Society, vol. 29, Oct. 1984, S. 38 - 42
- [61] Cronkhite, J. D.; Mazza, L. T.: KRASH analysis correlation with the Bell ACAP full-scale aircraft crash test. Proceedings of the American Helicopter Society National Specialists' Meeting on Advanced Rotorcraft Structures, Williamsburg, VA, Oct. 25 - 27, 1988
- [62] Kerth, S.; Maier, M.; Nohr, M.: Numerical Simulation of the Crash Behaviour of Sandwich Structures with Fibre Reinforced Polymer-Faces. Proceedings of the 29th ISATA, Road and Vehicle Safety, Internat. Symp. on Automotive Technol. & Automation, Florenz, Italien, 3. - 6. Juni 1996



- [63] Johnson, A. F.; Kohlgrüber, D.: Modelling the crash response of composite structures. *Journal de Physique*. Vol. 7 (1997) S. 981 - 986
- [64] Kohlhepp, K.: Technische Kunststoffe im Automobilbau. *Kunststoffe*, Jahrg. 89 (1999) 3, Carl Hanser Verlag München. S. 64 - 71
- [65] Kohlgrüber, D.: Numerische Crashsimulation von Strukturen aus endlosfaserverstärkten Faserverbunden (Strukturknoten aus CfK/SfK Geweben). Berechnung von Faserverbundstrukturen unter Anwendung numerischer Verfahren. 13. - 14.3.1996, München
- [66] Johnson, A. F.; Kindervater, C. M.; Jackson, K. E.: Multifunctional design concepts for energy absorbing composite fuselage sub-structures. *American Helicopter Society 53rd Annual Forum*, Washington D.C., USA, Apr. 29 - May 1 1997, S. 1115 - 1128
- [67] Dehn, A.: Herstellung und Erprobung von Crashelementen aus Faserverbundkunststoffen mit duromerer und thermoplastischer Matrix. Diplomarbeit Universität Kaiserslautern 1995
- [68] Kohlgrüber, D.; Kamoulakos, A.: Validation of Numerical Simulation of Composite Helicopter Sub-floor Structures under Crash Loading. *American Helicopter Society 54<sup>th</sup> Annual Forum*, Washington, D.C., May 20 - 22 1998
- [69] Dehn, A.; Maier, M.: Temperatureinfluss auf das Energieabsorptionsverhalten von CFK-Crashelementen. *Kunststoffe* 89 (1999) 6, Karl Hanser Verlag, München
- [70] Hamada, H.; Ramakrishna, S.; Maekawa, Z.; Sato, H.: Effect of Cooling Rate on the Energy Absorption Capability of Carbon Fibre/PEEK Composite Tubes. *Polymers & Polymer Composites*. Vol. 3, No. 2, 1995, S. 99 - 104
- [71] Hamada, H.; Ramakrishna, S.; Nakamura, M.; Maekawa, Z.; Hull, D.: Progressive crushing behaviour of glass/epoxy composite tubes with different surface treatment. *Composite Interfaces*, Vol. 2, No. 2, 1994, S. 127 - 142
- [72] Schweizerhof, K.; Münz, T.: Crashsimulation von Bauteilen aus Faserverbundwerkstoffen - Möglichkeiten und Grenzen. S. 13 - 21
- [73] Hancox, N. L.; Mayer, R. M.: *Design Data for Reinforced Plastics*. Chapman & Hall, London 1994, ISBN 0 412 493209, S. 195 - 225
- [74] NLR-Informationsschrift: Fabrication and Concept Development of Composites. National Aerospace Laboratory NLR, Anthony Fokkerweg 2, 1059 CM Amsterdam
- [75] Deutscher Bundestag: Altkautoverordnung. Drucksache 13/5998, November 1997

- [76] Ehlers, C.: Beitrag zur Qualitätssicherung bei der Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste. VDI Fortschritt-Berichte Reihe 2 Nr. 463, VDI Verlag GmbH, Düsseldorf 1998
- [77] Ostgathe, M.: Zur Serienfertigung gewebeverstärkter Halbzeuge für die Umformung. Fortschrittsberichte VDI 2-440, Düsseldorf: VDI-Verlag 1997
- [78] Breuer, U. P.: Zur Serienfertigung gewebeverstärkter thermoplastischer Formteile. Fortschrittsberichte. VDI 2-433, Düsseldorf: VDI-Verlag 1997
- [79] Mayer, C.: Prozessanalyse und Modellbildung bei der Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge. IVW-Schriftenreihe Band 5, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2000
- [80] Mattus, V.: Zur werkstofflichen Verwertung lang- und endlosfaserverstärkter Thermoplaste. IVW-Schriftenreihe Band 6, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2000
- [81] Fritzsche, T.; Koch, J.; Henkel, A.; Horsch, G. Schroden, T.: Der Kreis schließt sich, Recyklat-Materialien im Automobilbau. Kunststoffe, 84 (1994)
- [82] Müller, D.: Technische und wirtschaftliche Gesichtspunkte des Konstruierens am Beispiel von Bauteilentwicklungen aus dem KFZ-Bereich. Konstruieren mit thermoplastischen Kunststoffen, Teil 1: Grundlagen. Druckschrift B 597 d, 5.93, BASF-AG, Ludwigshafen
- [83] Haldenwanger, H. G.; Reim, H.: Faserverbandsicherheitsbauteile im Automobilbau. GFK-Lenksäule in Wickeltechnik. Kunststoffe im Automobilbau - Eine neue Chance und Herausforderung. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1992, S. 189 - 246
- [84] Ramin, W.; Mast, P.: RTM-Technologie für einen integrierten Heckspoilerdeckel. Kunststoffe im Automobilbau. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1995, S. 33 - 41
- [85] Shah, V.: Handbook of Plastics Testing Technology. Second Edition. John Wiley & Sons, Inc., New York, 1998
- [86] DIN 53 535: Grundlagen für dynamische Prüfverfahren. März 1982
- [87] DIN EN 2823: Faserverstärkte Kunststoffe; Prüfverfahren zur Ermittlung der Auslagerung in feuchtem Klima auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften. Oktober 1991
- [88] EN 2744: Luft- und Raumfahrt, nichtmetallische Werkstoffe, Vorzugsprüftemperaturen.
- [89] DIN 50 011 Teil 11: Klimaprüfeinrichtungen; Allgemeine Begriffe und Anforderungen. März 1982

- [90] DIN 50 011 Teil 12: Klimaprüfeinrichtungen; Klimagröße: Lufttemperatur. September 1987
- [91] DIN 50 011 Teil 13: Klimaprüfeinrichtungen; Klimagröße: Luftfeuchte und Lufttemperatur. September 1991
- [92] Farley, G. L.; Smith, T. B.; Maiden, J.: Compression Response of Thick Layer Composite Laminates with Through-the-Thickness Reinforcement. Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 11 - July 1992
- [93] Weimer, C.; Mitschang, P.: Preformtechnologie - Nähetechnik zur Herstellung von textilen Vorformlingen. Tagungsband IVW-Kolloquium, S. 282 - 285
- [94] Rudolf, R.: Vibrationsschweißen kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste. 28. Internationale AVK-Tagung; Baden-Baden 1997
- [95] DIN EN ISO 178 Bestimmung der Biegeeigenschaften. Februar 1997
- [96] LS-DYNA User's manual, Version 950. Livermore Software Technology Corporation, May 1999
- [97] LS-DYNA User's Guide Rev. 1.5. CAD-FEM GmbH, Grafing, Germany, January 1996
- [98] Breiling, K. B. et al: Effects of Layer Nesting on Compression-Loaded 2-D Woven Textile Composites. Journal of Composite Materials, Vol. 30, No. 15/1996
- [99] Himmel, N.; Kerth, S.; Maier, M.: Rechnergestützte Bauteilprüfung. Kunststoffe 84 (1994) 12, Karl Hanser Verlag, München
- [100] Dransfield, K.; Baillie, C.; Mai, Y.-W.: Improving the Delamination Resistance of CFRP by Stitching - A Review. Composites Science and Technology 50 (1994)
- [101] Medri, G.; Ricci, R.: Thermomechanical analysis of cracked polymeric specimens. Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications Vol. 15, No. 1, 1991
- [102] Walley, S. M.; Proud, W. G.; Rae, P. J.; Field, J. E.: Comparison of two methods of measuring the rapid temperature rises in split Hopkinson bar specimens. Review of Scientific Instruments Vol. 71, No. 4, April 2000
- [103] Czichos, H.; Habig, K.-H.: Tribologie Handbuch, Reibung und Verschleiß. Vieweg-Verlag, Braunschweig, Wiesbaden, 1992
- [104] Walley, S. M.; Field, J. E.: Strain Rate Sensitivity of Polymers in Compression from Low to High Rates. DYMAT Journal Vol. 1, No. 3, September 1994
- [105] Bechtold, G.: Pultrusion von geflochtenen und axial verstärkten Thermoplast-Halbzeugen und deren zerstörungsfreie Porengehaltsbestimmung. IVW-

Schriftenreihe Band 8, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2000

- [106] Breunig, H.: Thermografie in der Gebäudetechnik. HLH Bd. 36 (1985) Nr. 5
- [107] Hahn, H. G.: Technische Mechanik fester Körper. Carl Hanser Verlag München Wien 1990
- [108] Stellbrink, K. K. U.: Micromechanics of composites. Carl Hanser Verlag, München, 1996
- [109] Stellbrink, K. K. U.: LAMICALC - Berechnung von Schichtverbunden mit Hilfe der klassischen Laminattheorie. 71126 Gäufelden, Germany
- [110] Soden, P. D.; Hinton, M. J.; Kaddour, A. S: Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates. Composites Science and Technology 58 (1998) S. 1011 - 1022
- [111] Bald, R.: Werkstoffauswahl bei Temperatur- und Medienbeanspruchung im Kfz. Thermische Einsatzgrenzen von Technischen Kunststoffbauteilen. Hrsg: Ehrenstein, G. W.; Pongratz, S., Springer VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1988
- [112] Gittel, D.; Callies, H.; Eyrer, P.; Ludwig, H.-C.; Möglinger, B.: Textile Structure Reinforced Composite Material using RTM with  $\epsilon$ -Caprolactam. Proceedings of the ICCE/6, June 27 – July 3, 1999, Orlando, Florida, S. 251–252
- [113] NN.: Cyclics Corporation Buys Patents From GE to Thermoplastics That Process Like a Thermoset. Composites Weekly News. No. 15, Vol. 1, June 7 - June 13, 1999. © E-Composites.com, Grandville, MI, USA
- [114] Produktinformation: EMS-Polymerisation-Moulding (EPM), GRILAMID. EMS-CHEMIE AG, CH-7013 Domat/Ems

## 9 Anhang

### 9.1 Technische Daten des Klimaprüfschranks Weiss SB22/160/80

Prüfraum-Volumen	[l]	161
Prüfraum-Abmessungen	Höhe [mm]	680
	Breite [mm]	540
	Tiefe [mm]	440
<b>Kälte-Wärme-Arbeitsbereich</b>		
Maximaltemperatur	[°C]	+180
Minimaltemperatur	[°C]	-75
Abkühlgeschwindigkeit	[K/min] <sup>1+2)</sup>	2,0
Aufheizgeschwindigkeit	[K/min] <sup>1+2)</sup>	3,3
Max. Wärmelast	[W] <sup>2)</sup>	1000
Temperaturkonstanz, zeitl.	[K]	±0,5
<b>Klima-Arbeitsbereich</b>		
Maximaltemperatur	[°C]	+95
Minimaltemperatur	[°C]	+10
Taupunkttemperaturbereich	[°C]	-3 bis 94
Feuchtebereich	[r.F. in %]	10...98
Feuchtekonstanz	[r.F. in %]	±1...±3
Temperaturkonstanz, zeitl.	[K]	±0,1...±0,5
<sup>1)</sup> Nach DIN 50011, Teil 12 <sup>2)</sup> Die Leistungsdaten beziehen sich auf eine Umgebungstemperatur von +25°C und eine Nennspannung von 400V		

## 9.2 Verwendete Materialien

### 9.2.1 GF/PC

10 Lagen GF-Gewebe, 5 Lagen PC-Folie

**Matrix:**

Extrusionsfolie auf Basis von Makrolon 3200, Dicke: 200 µm

Hersteller: Bayer AG

Produktbezeichnung: PC Makrofol DE1-4

**Gewebe:**

Glasfasergewebe, Flächengewicht: 286 g/m<sup>2</sup>

Hersteller: CS-Interglas

Style 92148 bzw. US-Style 3743

Kettfaden: 19/cm, EC 9, 136 tex

Schussfaden: 12/cm, EC 7, 22 tex

Bindungsart: Kreuzkörper 1/3

Schlichte: Finish A1100

### 9.2.2 GF/PA6

10 Lagen GF-Gewebe, 10 Lagen PA6-Folie

**Matrix:**

Cast Polyamid-Folie PA6, Dicke: 100 µm

Hersteller: mf-folien gmbh, Kempten

**Gewebe:**

wie zuvor

### 9.2.3 GF/PA12

10 Lagen VESTOPREG G201

Flächengewicht: 396 g/m<sup>2</sup> ± 5 %

Faservolumengehalt: 50 % laut Hersteller, 56 % nach Veraschung gemessen

Hersteller: Verseidag-Indutex GmbH, 47729 Krefeld

**Matrix:**

VESTAMID PA12 Pulver

**Gewebe:**

GF-Gewebe

Bindungsart: Köper 1/3

Flächengewicht, Kett- und Schussfaden wie in den UD-Glasgeweben zuvor

**9.2.4 CF/PA66**

4 Lagen CF-Gewebe, 5 Lagen PA66 Folie

**Matrix:**

Folie Dartek SF-502, Dicke: 100 µm

Hersteller: DuPont

**Gewebe:**

Flächengewicht: 245 g/m<sup>2</sup>

Faser: Toray T300 3k-200 tex

Bindungsart: Kreuzköper 2/2

Hersteller: CCC-Cramer

**9.2.5 CF/PA12**

8 Lagen VESTOPREG W3636

Flächengewicht: 385 g/m<sup>2</sup>

Faservolumengehalt: 50 %

Hersteller: Verseidag-Indutex GmbH, 47729 Krefeld

**Matrix:**

VESTAMID PA12 Pulver

**Gewebe:**

wie zuvor

### 9.3 Werkstoffkennwerte

Als Grundlage für die Steifigkeitsberechnung des Laminates mit der linearen Mischungsregel, vgl (Gl. 6-19) und dem Programm Lamicalc [108], [109] dienen folgende Kennwerte:

**Tabelle 9.1:** Kohlenstofffaser T300 [110]

$E_1$	230000 MPa	$R_1$ Zug	3530 MPa
$E_2, E_3$	15000 MPa	$R_1$ Druck	2000 MPa
$\mu_{21}$	0,23 [-]	$R_2$ Zug	2400 MPa
$G_{12}$	15000 MPa	$R_2$ Druck	2000 MPa
$S_{12}$	2000 MPa	Dichte	1760 kg/m <sup>3</sup>

**Tabelle 9.2:** Polyamid 12 (VESTAMID L 1940 nf, Degussa-Hüls AG)

Temperatur	[°C]	20	-30	90
E	[MPa]	1390	1410	252
$\mu$	[-]	0,41	←	←
$R_{\text{Zug}}$	[MPa]	45	75	20
$R_{\text{Druck}}^{*1}$	[MPa]	60	85	22
$S^{*1}$	[MPa]	32	45	12
Dichte	[kg/m <sup>3</sup> ]	1010	←	←

\*1: geschätzte Werte, die als Eingabeparameter in Lamicalc erforderlich sind, die Steifigkeiten in Tabelle 9.3 aber nicht beeinflussen

**Tabelle 9.3:** T300-Gewebe/PA12 Eigenschaften nach Lamicalc

Temperatur	[°C]	20	-30	90
$E_1, E_2$	[MPa]	58574	58633	49311
Schichtdicke	[mm]	0,275	←	←



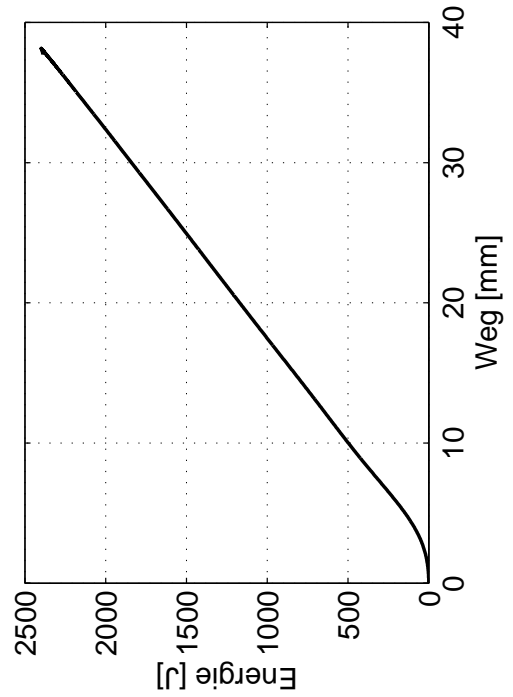
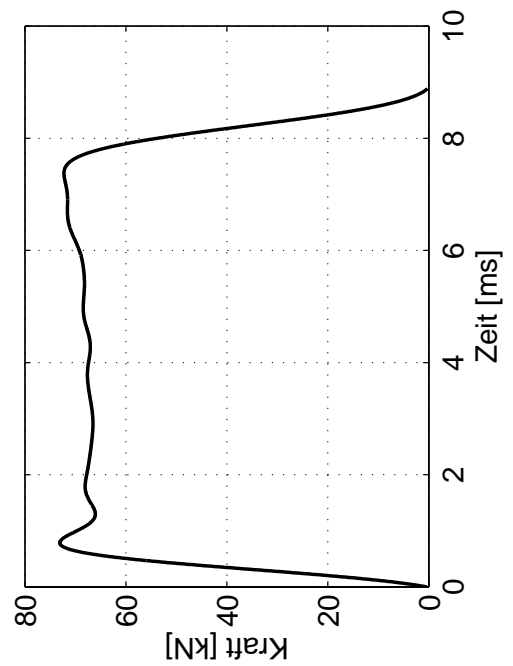
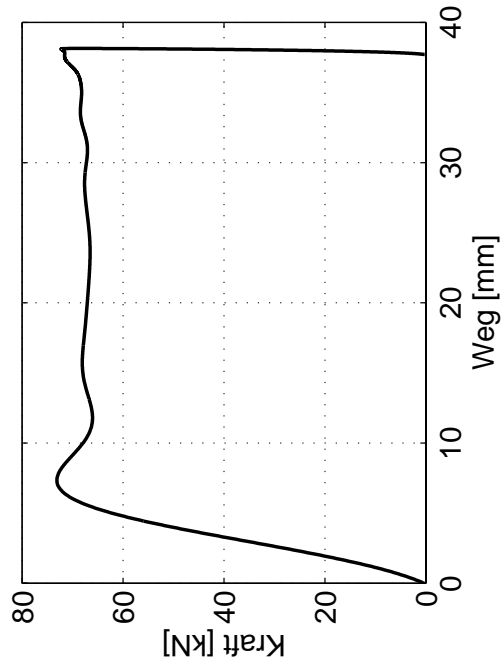
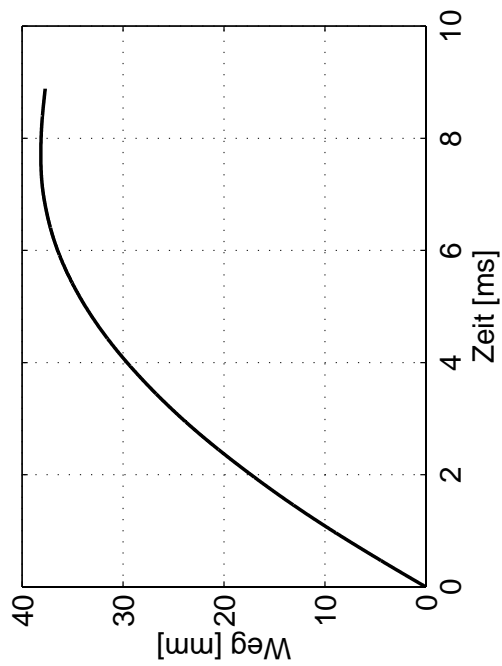




## 9.5 Versuchsdiagramme von CF/PA12

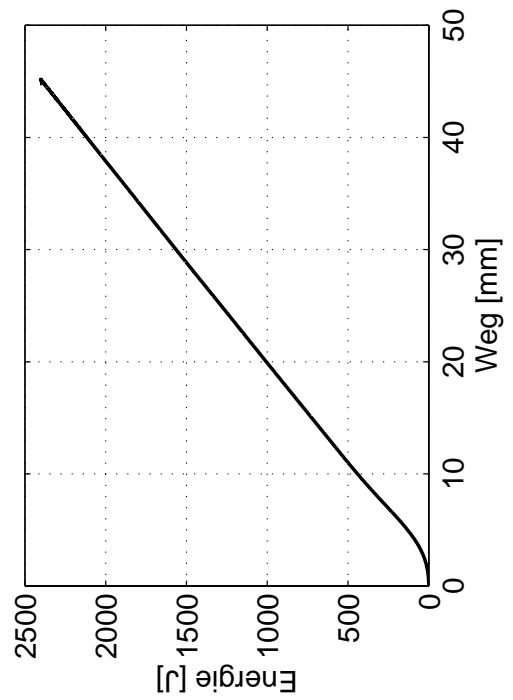
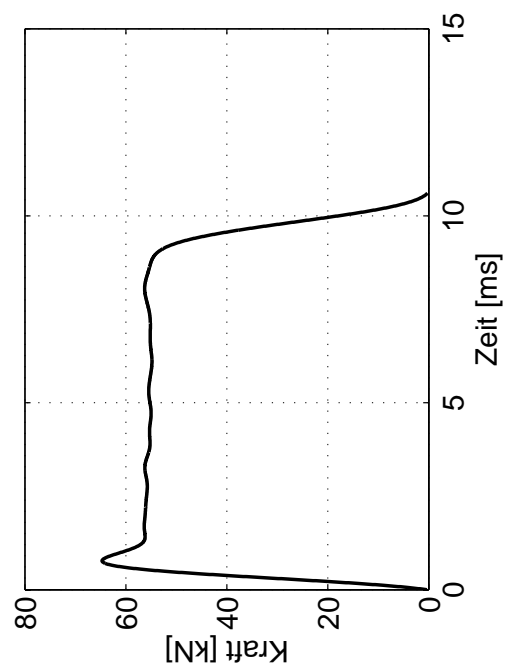
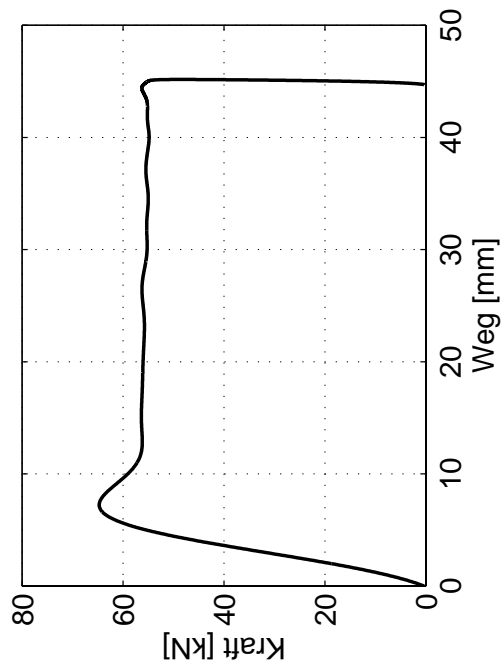
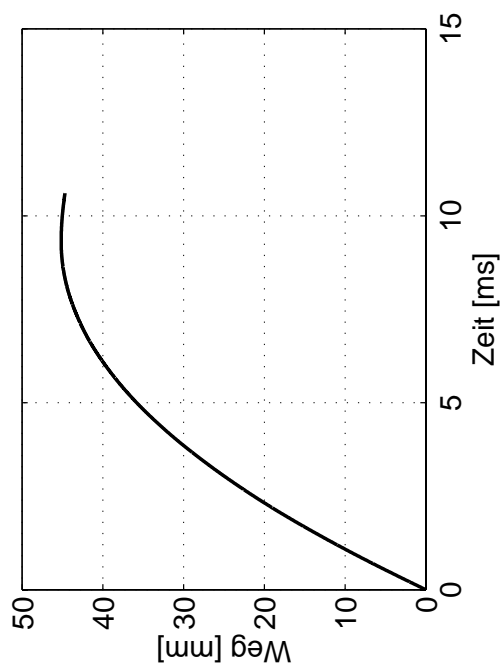
CF/PA12 Doppelhutprofil bei -30 °C

Referenz = cfp0400  
Stossgeschwindigkeit [m/s] = 9.78  
Filtertyp (Kraftsignal): Grenzfrequenz [Hz] = 1000 Filterordnung = 4  
Stossmasse [kg] = 51.787



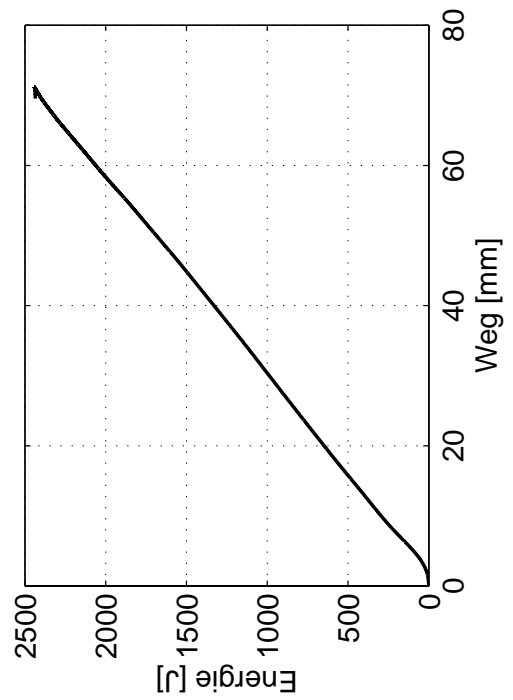
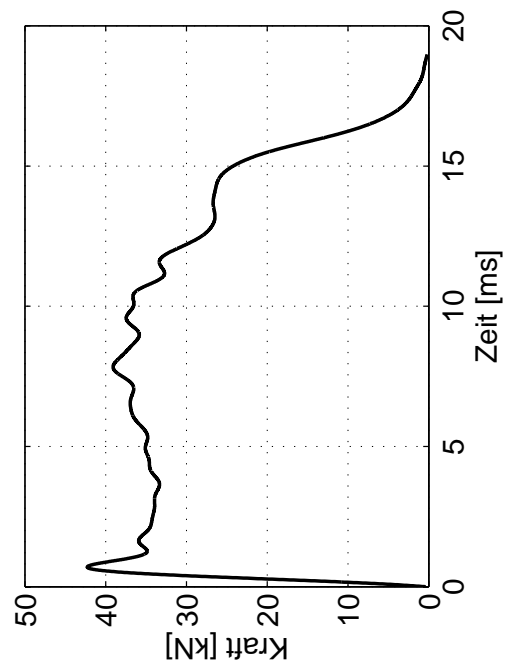
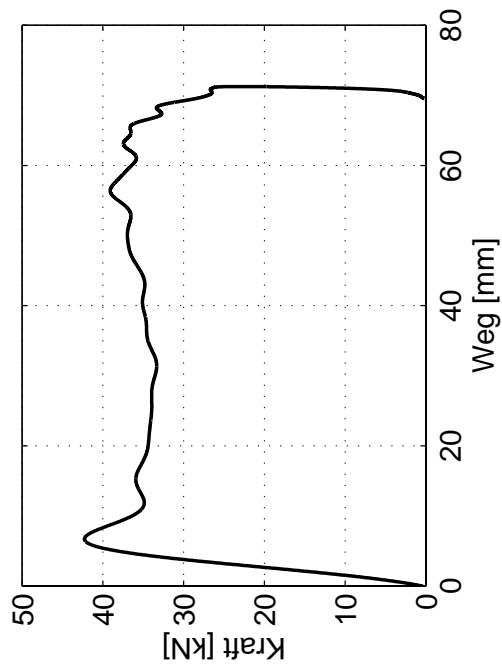
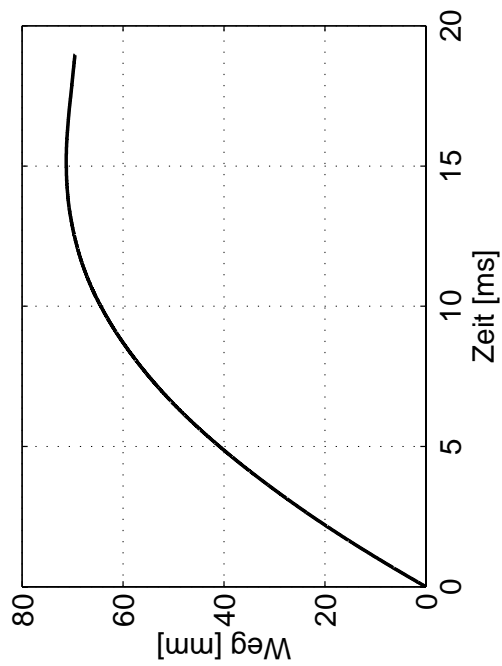
## CF/PA12 Doppelhutprofil bei 20 °C

Referenz = cfp0100  
 Stossgeschwindigkeit [m/s] = 9.74  
 Filtertyp (Kraftsignal): Grenzfrequenz [Hz] = 1000 Filterordnung = 4  
 Stossmasse [kg] = 51.787



## CF/PA12 Doppelhutprofil bei 90 °C

Referenz = cfp0300  
Stoßgeschwindigkeit [m/s] = 9.80  
Filtertyp (Kraftsignal): Grenzfrequenz [Hz] = 1000 Filterordnung = 4  
Stoßmasse [kg] = 51.787



## **9.6 Betreute Studien und Diplomarbeiten**

Radtke, A.: Konstruktion von Impaktorschlitten und Hubvorrichtung für einen Fallturm. Studienarbeit Universität Kaiserslautern, 1997. IVW-Bericht 97-026

Seifert, S.: Konstruktion einer Klimakammer für eine Crashanlage und Untersuchung des Crashverhaltens von CF/PA66 unter Temperatureinfluss. Diplomarbeit Universität Kaiserslautern, 1998. IVW-Bericht 98-030

Kretzschmar, M.: Untersuchung der Energieabsorptionseigenschaften von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden unter Temperatur- und Feuchteinfluss. Diplomarbeit Universität Kaiserslautern, 1998. IVW-Bericht 98-031

Morcinyk, S.: Experimentelle Untersuchung von Krafteinleitungs- und Triggersystemen für FKV-Crashelemente. Studienarbeit Universität Kaiserslautern, 1999. IVW-Bericht 99-02

Faisst, K. G.: CFK-Crashsimulation mit dem Finite-Elemente-Programm LS-DYNA. Diplomarbeit Universität Kaiserslautern, 1999. IVW-Bericht 99-016